

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y
ELÉCTRICA



ESTUDIO DE LA ORIENTACIÓN CRISTALOGRÁFICA DE UN
ACERO INOXIDABLE AUSTENÍTICO USADO EN ANILLOS
FORJADOS

POR

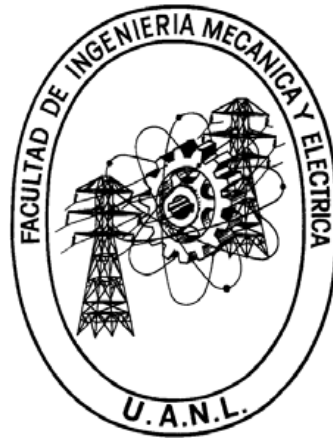
JESÚS ALEJANDRO SANDOVAL ROBLES

Como requisito parcial para obtener el Grado de MAESTRÍA EN
CIENCIAS DE LA INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD
EN MATERIALES

DICIEMBRE DE 2010

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y
ELÉCTRICA



ESTUDIO DE LA ORIENTACIÓN CRISTALOGRÁFICA DE UN
ACERO INOXIDABLE AUSTENÍTICO USADO EN ANILLOS
FORJADOS

POR

JESÚS ALEJANDRO SANDOVAL ROBLES

Como requisito parcial para obtener el Grado de MAESTRÍA EN
CIENCIAS DE LA INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD
EN MATERIALES

DICIEMBRE DE 2010

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO

Los miembros del comité de la tesis recomendamos que la tesis “Estudio de la orientación cristalográfica de un acero inoxidable austenítico usado en anillos forjados” realizada por el Lic. Jesús Alejandro Sandoval Robles sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en materiales.

El Comité de Tesis

Asesor
Dra. Maribel de la Garza Garza

Revisor
Dr. Rafael Colás Ortiz

Revisor
Dr. Victor Páramo López

Vo.Bo.
Dr. Moisés Hinojosa Rivera

San Nicolás de los Garza, N.L., Diciembre de 2010

AGRADECIMIENTOS

- A mis padres y hermanos por todo el apoyo y confianza que me han brindado a lo largo de mi vida y por presionarme cada que se acordaban, para que terminara la tesis.
- Al CONACYT por el apoyo económico brindado durante mis estudios, lo cual resulta ser una motivación para el desarrollo de la investigación en nuestro país.
- A la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, y a la Universidad Autónoma de Nuevo León.
- A la empresa FRISA Aerospace por el material brindado para la realización del presente proyecto.
- Al Departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería de la Facultad de Ingeniería de la Universidad de Gante por facilitarnos las instalaciones y equipos para la realización de este proyecto, y por su gran ayuda durante el proceso.
- A la Dra. Maribel de la Garza, mi asesora de tesis, por todo el apoyo brindado para realizar este proyecto dentro y fuera del país, por sus consejos y por su confianza.
- A la Dra. Adriana Salas por su gran apoyo en la realización de este proyecto, por sus consejos, y por brindarme su tiempo y confianza.
- A mis compañeros y amigos del DIMAT: Mónica, Adriana, Diabb y Mike que de alguna u otra forma me ayudaron, presionaron, enseñaron y aconsejaron para realizar este proyecto.

DEDICATORIA

A mi familia

ÍNDICE

ÍNDICE	1
RESUMEN.....	3
CAPÍTULO 1	4
INTRODUCCIÓN	4
CAPÍTULO 2	7
REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA	7
2.1 Acero.....	7
2.1.1 Introducción	7
2.1.2 Historia del acero	9
2.1.3 Clasificación del acero	12
2.2 Acero inoxidable.....	16
2.2.1 Introducción	16
2.2.2 Historia del acero inoxidable	18
2.2.3 Clasificación del acero inoxidable	19
2.3 Acero inoxidable austenítico AISI 310	24
2.3.1 Propiedades físicas.....	25
2.3.2 Propiedades mecánicas.....	26
2.3.3 Resistencia a la corrosión	27
2.3.4 Características. Fabricación y conformado	28
2.3.5 Tratamiento térmico. Recocido	29
2.4 Proceso de manufactura de anillos.....	29
2.4.1 Forja	31
2.4.2 Laminado.....	36
2.4.3 Tratamiento térmico	38
2.5 Orientación cristalográfica	40
2.5.1 Textura	42
2.5.2 Microtextura.....	45
2.5.2.1 Patrones de Kikuchi	45

2.5.2.2 Principio de EBSD	47
2.5.3 Figuras de polos	48
2.5.4 Función de distribución de orientaciones (FDO)	50
CAPÍTULO 3	53
POCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	53
3.1 Introducción.....	53
3.2 Preparación de muestras	54
3.3 Tratamientos térmicos	55
3.4 Metalografía	57
3.5 Microdureza	58
3.6 Textura por DRX	59
3.7 Microtextura por EBSD.....	61
CAPÍTULO 4	64
RESULTADOS Y DISCUSIÓN	64
4.1 Tratamientos térmicos.....	64
4.2 Metalografía	65
4.3 Microdureza	69
4.4 Textura por DRX	70
4.5 Microtextura por EBSD.....	74
CAPÍTULO 5	89
CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	89
5.1 Conclusiones.....	89
5.2 Recomendaciones.....	90
REFERENCIAS	92
LISTA DE TABLAS	96
LISTA DE FIGURAS	97
APÉNDICE A	100
APÉNDICE B	104
APÉNDICE C	107

RESUMEN

En el presente trabajo se muestra el estudio de la evolución de la textura de un anillo forjado y laminado en caliente de un acero inoxidable austenítico AISI 310 utilizado en la fabricación de anillos para turbinas utilizadas en la generación de energía. Se realizaron varios tratamientos térmicos a este material, usado por la empresa Frisa Aerospace, S.A. de C.V., para evaluar su efecto en la orientación cristalográfica. Este estudio se realizó mediante dos técnicas: Textura por Difracción de Rayos X y Microtextura por Difracción de Electrones Retrodispersados (EBSD por sus siglas en inglés).

El análisis por difracción de rayos X reveló que el material deformado presenta las orientaciones características de este tipo de aceros. Conforme se realizaron los tratamientos térmicos aumentando la temperatura y el tiempo se observó un incremento en las componentes de textura latón $\{110\}\langle 1\bar{1}2\rangle$, azufre $\{123\}\langle 63\bar{4}\rangle$ y goss $\{110\}\langle 001\rangle$. Se alcanzaron las intensidades más altas para la textura latón y azufre.

Estos resultados concordaron con los obtenidos mediante EBSD. El análisis cuantitativo de los mapas de orientaciones mostró la misma tendencia para las direcciones $\langle 63\bar{4}\rangle$ y $\langle 211\rangle$ (paralelas a la dirección de laminación) las cuales presentaron un incremento en la fracción total del área escaneada, al incrementar el tiempo y temperatura de los tratamientos.

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

Uno de los cambios importantes que puede sufrir un material durante un proceso de conformado es la formación de nuevas texturas o el fenómeno de texturización. Dicho fenómeno es la orientación preferencial de los granos en determinadas direcciones cristalográficas. El estudio de textura incluye la determinación de direcciones preferenciales de orientación, y el cálculo de la fracción de volumen asociada a cada una de esas orientaciones. La textura, no sólo depende de las condiciones del conformado, sino también del material, su composición química, tamaño de grano inicial y del tipo de recristalización dinámica que resulta del conformado.

La importancia del análisis de textura en los materiales radica en la anisotropía de determinadas propiedades mecánicas y eléctricas. Es por eso que durante los procesos de deformación, una de las vías para mejorar algunas propiedades, es realizar un control de la textura resultante.

La microtextura, en cambio, trata de estudiar las orientaciones de un pequeño grupo de granos y presentar las orientaciones individuales - desorientaciones - de dichos granos como puntos. En la microtextura, la desorientación entre los granos permite caracterizar las intercaras que marcan cualquier tipo de cambio de orientación (bordes de granos y bordes especiales).

La técnica de análisis por difracción de electrones retrodispersados (EBSD por sus siglas en inglés), se considera hoy en día, una herramienta cada

vez más usada para el estudio de la evolución microestructural y de la microtextura durante los procesos de conformación. Esto se debe a su capacidad de combinar el trabajo de un microscopio electrónico convencional, y otras técnicas para la determinación de la orientación (difracción de rayos X) en tiempos muy razonables. La técnica de EBSD se basa en los patrones de Kikuchi.

La información obtenida de los patrones de Kikuchi será tratada por un software, permitiendo la determinación de la orientación cristalográfica local y, en consecuencia, la desorientación entre granos. Además, permite una determinación precisa de los bordes de granos, bordes especiales, evolución de la microtextura y tamaño de grano verdadero, así como su distribución.

Al mismo tiempo, el programa de cómputo asociado al estudio de EBSD, mediante tratamiento matemático y estadístico, facilita la presentación de dichos datos en diferentes formas: mapas de desorientación, histogramas de desorientación y/o tamaño de grano y figuras de polo [1].

Hipótesis

La variación de los parámetros de tratamiento térmico en un acero inoxidable austenítico usado en anillos forjados utilizados en turbinas de generación de energía modifican la orientación cristalográfica obtenida durante el proceso de conformado.

Objetivo General

- ✓ Determinar y cuantificar la orientación cristalográfica de un acero inoxidable austenítico sometido a procesos de forja, laminación y a diferentes tratamientos térmicos para la fabricación de anillos utilizados en la industria energética.

Objetivos Específicos

- ✓ Emular las condiciones de tratamiento térmico realizada por Frisa Aerospace, S.A. de C.V., y variar dichos parámetros para evaluar sus cambios cristalográficos.
- ✓ Desarrollar la metodología óptima para la preparación de muestras para ser analizadas por difracción de rayos X para textura y EBSD para microtextura.
- ✓ Determinar la evolución microestructural (tamaño de grano y fracción de orientación cristalográfica) de dichos materiales al ser sometidos a tratamientos térmicos.
- ✓ Calcular las fracciones volumétricas de las componentes de textura para estas muestras.
- ✓ Obtener los mapas cristalográficos característicos de las muestras estudiadas.

CAPÍTULO 2

REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

2.1 Acero

2.1.1 Introducción

Los aceros son aleaciones hierro-carbono con concentraciones apreciables de otros elementos aleantes. Existen miles de aceros que tienen distintas composiciones y/o tratamientos térmicos. Las propiedades mecánicas dependen del contenido de carbono, que suele ser inferior al 2% [2].

El diagrama de fases Fe-Fe₃C da la base para comprender el tratamiento y las propiedades de los aceros. El punto que divide los aceros de los hierros fundidos es el 2.11% C, donde se hace posible la reacción eutéctica. Para los aceros, será necesario concentrarse en la porción eutectoide del diagrama (Figura 2.1) en el cual, se identifican de manera especial las líneas de solubilidad y la isoterma eutectoide. A₃ muestra la temperatura a la cual se inicia la formación de ferrita al enfriarse; A_{cm} muestra la temperatura a la cual empieza a formarse la cementita y A₁ es la temperatura eutectoide.

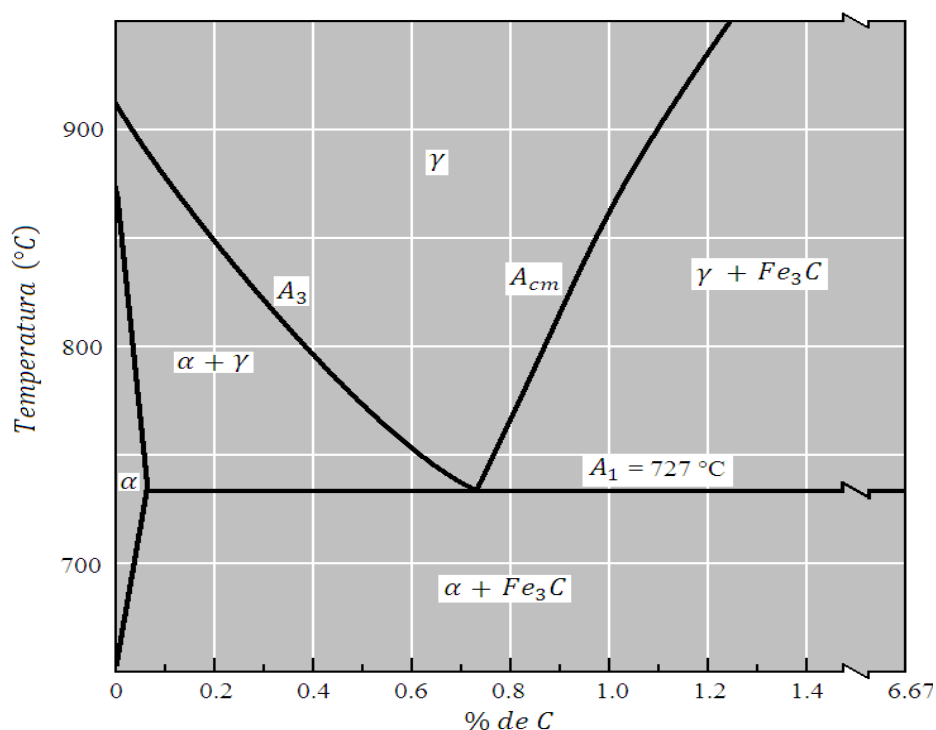


Figura 2.1. Diagrama de fases Fe-Fe₃C [2].

Prácticamente todos los tratamientos térmicos de un acero se dirigen hacia la producción de una mezcla de ferrita y cementita con una adecuada combinación de propiedades [3].

Para la producción de acero primario, el mineral de hierro (óxido de hierro) se calienta en un alto horno en presencia de carbono y oxígeno. El carbono reduce el óxido de hierro a hierro en bruto líquido, produciendo monóxido de carbono y dióxido de carbono como subproductos. La piedra caliza, agregada para ayudar a eliminar impurezas, se funde produciendo escoria líquida. Dado que el hierro bruto líquido contiene cantidades muy grandes de carbono, se sopla oxígeno en el horno de oxigenación o de aceración básico para eliminar el carbono excedente y producir acero líquido.

También se produce acero reciclando la chatarra del mismo metal. A menudo, ésta se introduce en un horno eléctrico de arco, en el cual el calor la

funde. Muchos aceros aleados y aceros especiales también se producen utilizando hornos eléctricos.

El acero líquido a veces se vacía directamente en moldes para producir fundiciones de acero terminadas; también se le permite solidificar en formas que posteriormente son procesadas por técnicas de conformado de metales como es el laminado o el forjado. En este último caso, el acero es vaciado en grandes lingoteras o se funde de manera continua en formas regulares.

2.1.2 Historia del acero

No se sabe con exactitud la fecha en que se descubrió la técnica de reducir el mineral de hierro para producir un metal susceptible de ser utilizado. Los primeros utensilios de hierro descubiertos por los arqueólogos en Egipto datan del año 3,000 a.C., y se sabe que antes de esa época se empleaban adornos de hierro. Los griegos ya conocían hacia el 1,000 a.C. la técnica para endurecer armas de hierro mediante tratamiento térmico.

Las aleaciones producidas por los primeros artesanos del hierro se clasificarían en la actualidad como hierro forjado. Para producir esas aleaciones se calentaba una masa de mineral de hierro y carbón vegetal en un horno o forja con tiro forzado. Ese tratamiento reducía el mineral a una masa esponjosa de hierro metálico llena de una escoria formada por impurezas metálicas y cenizas de carbón vegetal. Esta esponja de hierro se retiraba mientras permanecía incandescente y se golpeaba con martillos para expulsar la escoria y soldar y consolidar el hierro. El hierro producido en esas condiciones solía contener un 3% de partículas de escoria y un 0.1% de otras impurezas.

Hacia el 200 a.C., los artesanos de la India dominaban un método mejorado para producir acero. Colocaban trozos de hierro carbonado en un recipiente de arcilla cerrado, o crisol, y lo calentaban intensamente en un horno.

El carbono se distribuía gradualmente a través del hierro y producía una forma de acero mucho más uniforme.

En 1740, el inglés Benjamin Huntsman redescubrió el procedimiento indio por casualidad, al calentar una mezcla de hierro y una cantidad cuidadosamente medida de carbón vegetal en un crisol. Pese a la invención de otros procedimientos, siguió prefiriéndose el método del crisol para obtener acero de alta calidad, hasta que en 1902 se inventó el horno eléctrico.

En 1856, el inventor inglés Henry Bessemer patentó un método más barato para fabricar acero en gran escala. Un chorro de aire atravesaba el hierro fundido y quemaba todo el carbono necesario para obtener el acero. Bessemer construyó un recipiente cónico de acero forrado de ladrillos refractarios que se llamó convertidor y que se podía inclinar para vaciarlo. El hierro fundido se vertía en el convertidor situado en posición vertical y se hacía pasar aire a través de orificios abiertos en la base.

El primer acero fabricado por este método era quebradizo por culpa del oxígeno absorbido. El escocés Robert Mushet, resolvió el problema al proponer que se añadiera magnesio después del soplado para que combinara con el oxígeno excedente en el acero, con lo que se evitaría su fragilidad y resultaría más fácil de trabajar. El producto se denomina "acero suave": hierro con bajo contenido de carbono.

El mismo año en que Bessemer presentó su procedimiento, los hermanos de origen alemán William y Friedrich Siemens estaban desarrollando un método para precalentar el aire inyectado a los hornos. A cada extremo del horno colocaron cámaras de ladrillos entrecruzados que se calentaban con los gases de la combustión y caldeaban después el aire que se inyectaba en el horno.

Dos años más tarde, los hermanos Siemens patentaron un horno de solera para acero que incorporaba sus precalentadores o "regeneradores". Pero no tuvo éxito hasta que lo mejoraron dos hermanos franceses, Pierre y Emile Martín, en 1864.

Para 1877, el hierro fundido procedente de minerales europeos solía contener un exceso de fósforo y no era apropiado para convertirlo en acero por el procedimiento de Bessemer o por el de solera, pues utilizaban hornos revestidos de sílice. En 1877, dos metalúrgicos ingleses, Percy Gilchrist y Sydney Gilchrist Thomas, propusieron un revestimiento con dolomita o magnesita, que puede absorber el fósforo contenido en ciertos minerales. Luego se podía añadir cal durante el proceso para que se formase una escoria que se llevaría consigo el fósforo.

William Siemens había experimentado en 1878 con la electricidad para calentar los hornos de acero. Pero fue el metalúrgico francés Paul Héroult quien inició en 1902 la producción comercial del acero en horno eléctrico. En este, se introduce en el horno chatarra de acero de composición conocida y se hace saltar un arco eléctrico entre la chatarra y grandes electrodos de carbono situados en el techo del horno. El calor desarrollado por el arco funde la chatarra y produce un acero más puro que el que ha estado en contacto con los gases de combustión. Se puede añadir mineral de acero para alterar la composición del acero, y cal o espato flúor para absorber cualquier impureza.

Tras la segunda guerra mundial se iniciaron experimentos en varios países con oxígeno puro en lugar de aire para los procesos de refinado del acero. El éxito se logró en Austria en 1948, cuando se desarrolló el proceso del oxígeno básico o L-D. Actualmente es el procedimiento más empleado en todo el mundo.

El proceso de oxígeno básico tiene lugar en un recipiente de forma semejante al convertidor Bessemer. En él se introduce hierro fundido y chatarra de acero, y se proyecta sobre la superficie un chorro de oxígeno a velocidad supersónica. El carbono y las impurezas se queman rápidamente.

2.1.3 Clasificación del acero

Los aceros más comunes se clasifican según el contenido en carbono: bajo, medio y alto. Además, en cada grupo existen subclases de acuerdo con la concentración de otros elementos de aleación (Figura 2.2). Los aceros al carbono sólo contienen concentraciones residuales de impurezas distintas al carbono. En los aceros aleados, los elementos de aleación se añaden intencionalmente en concentraciones específicas [2].

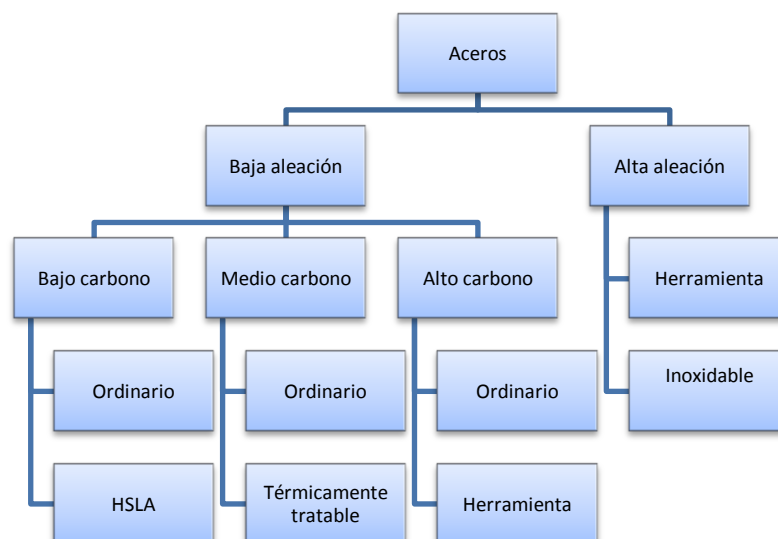


Figura 2.2. Clasificación del acero.

A continuación se expone una breve descripción de los tipos de acero existentes:

a) Aceros de bajo carbono

La mayor parte de todo el acero fabricado es de bajo carbono. Este tipo de acero contiene menos del 0.25% C, no responde al tratamiento térmico para formar martensita. La microestructura consiste en ferrita y perlita. Como consecuencia, estos aceros son relativamente blandos y poco resistentes, pero con extraordinaria ductilidad y tenacidad; además, son de fácil mecanizado, soldables y baratos. Se utilizan para fabricar carrocerías de automóviles, vigas (en forma de I, canales y ángulos) y láminas para construir tuberías, edificios, puentes y latas estañadas. Estos aceros suelen tener un límite elástico de 275 MPa, una resistencia a la tracción comprendida entre 415 y 550 MPa y una ductilidad del 25% EL [2,3].

b) Aceros de alta resistencia y baja aleación

Los aceros de baja aleación y alta resistencia (HSLA) y los microaleados son aceros al bajo carbono, que contienen pequeñas cantidades de elementos de aleación. Los HSLA se clasifican con base en el esfuerzo de cedencia, con grados hasta de 80,000 psi; además contienen el mínimo de elementos de aleación para obtener el esfuerzo de cedencia adecuado sin tratamiento térmico. En los microaleados, el procesamiento cuidadoso permite la precipitación de carburos y nitruros de Nb, V, Ti o Zr; lo que da endurecimiento por dispersión y un tamaño de grano fino.

c) Aceros de doble fase

Los aceros de doble fase son una clase de aceros HSLA. Este tipo de aceros se caracterizan por tener una resistencia a la tensión aproximada a los 550 MPa; están formados por una microestructura de alrededor de un 20% de martensita dispersa en una matriz dúctil de ferrita. La cantidad de fase

martensítica puede ser regulada lo que cambia la relación entre resistencia y deformabilidad.

El término “doble fase”, se refiere a la presencia de dos fases en la microestructura del acero, ferrita y martensita, además de otras fases dispersas en mucho menor proporción como bainita, perlita y austenita retenida.

d) Aceros de medio carbono

Los aceros de medio carbono tienen porcentajes de carbono comprendidos entre 0.25 y 0.6%. Estos aceros pueden ser tratados térmicamente mediante austenización, temple y revenido para mejorar sus propiedades mecánicas. Se suelen utilizar en la condición de revenido, con microestructura de martensita revenida. Se trata de aceros de baja templabilidad, sólo tratables en piezas de sección delgada y velocidades de temple muy rápidas. Las adiciones de Cr, Ni y Mo mejoran la capacidad de estas aleaciones para ser tratados térmicamente, generando así gran variedad de combinaciones resistencia-ductilidad. Estos aceros tratados térmicamente son más resistentes que los aceros bajos en carbono, pero menos dúctiles y tenaces. Se utilizan para fabricar ruedas y rieles de trenes, engranajes, cigüeñales y otros componentes estructurales que necesitan alta resistencia mecánica, resistencia al desgaste y tenacidad [2,3].

e) Aceros de alto carbono

Los aceros de alto carbono normalmente contienen entre 0.6 y 1.4% C y son más duros, resistentes y aún menos dúctiles que los otros aceros al carbono. Casi siempre se utilizan en la condición templada y revenida, en la cual son especialmente resistentes al desgaste y capaces de adquirir la forma de herramienta de corte. Las herramientas y las matrices se fabrican con aceros aleados altos en carbono que contienen, generalmente, Cr, V, W y Mo. Estos

elementos de aleación se combinan con el carbono para formar carburos muy duros y resistentes al desgaste. Estos aceros se utilizan como herramientas de corte y matrices para fabricar materiales, así como cuchillos, navajas, hojas de sierra, muelles e hilos de alta resistencia [2,3].

f) Aceros para herramientas

Los aceros para herramientas son, por lo general, al alto carbono y obtienen gran dureza mediante un tratamiento térmico de templado y revenido. Sus aplicaciones incluyen herramientas de corte para operaciones de maquinado, dados para fundición a presión y para conformación, además de otros usos donde se requiere una combinación de gran resistencia, dureza, tenacidad y resistencia a la temperatura. Los elementos de aleación mejoran la templabilidad y la estabilidad a alta temperatura [3].

g) Aceros Inoxidables

Los aceros inoxidable resisten a la corrosión en muchos ambientes, especialmente en la atmósfera. El cromo es el principal elemento de aleación, en una concentración mínima del 11 %. La resistencia a la corrosión mejora con adiciones de níquel y molibdeno. La amplia gama de propiedades mecánicas combinadas con la excelente resistencia a la corrosión hacen que este tipo de acero sea muy versátil. Algunos aceros inoxidable se utilizan en ambientes rigurosos a elevadas temperaturas debido a su resistencia a la oxidación y a la integridad mecánica en estas condiciones; en atmósferas oxidantes hasta 1000 °C. Las turbinas de gas, generadores de vapor, hornos de tratamiento térmico, aviones, misiles y generadores de energía nuclear están contruidos con tipo de acero.

Los anillos estudiados en el presente trabajo, fabricados por la empresa Frisa Aerospace, S.A de C.V., están hechos de este material. Dichos anillos

forman parte de turbinas de gas utilizadas en la industria aeroespacial, de generación de energía, de gas y petróleo; por lo que la resistencia a la corrosión e integridad mecánica de los mismos son propiedades fundamentales para su uso. En los apartados siguientes se abundara más sobre este tipo de aceros.

2.2 Acero inoxidable

2.2.1 Introducción

Se entiende como acero inoxidable todo aquel material perteneciente a la familia de aleaciones de hierro resistentes a la corrosión y que contiene un mínimo de un 11% Cr. El contenido en cromo es el que confiere al material resistencia a la corrosión a través de la formación de una película superficial pasivante. Un mayor contenido en cromo supone un aumento de la resistencia a la corrosión, y la adición de Ni, Mo, Ti y Nb entre otros, puede aumentar la protección ofrecida por la película pasivante produciendo distintos tipos de acero inoxidable, cada uno con diferentes propiedades.

El cromo es un elemento estabilizador de la ferrita. La Figura 2.3 ilustra el efecto del cromo en el diagrama de fases hierro-carbono. El cromo hace que se contraiga la región de austenita, en tanto que la región de ferrita aumenta de tamaño. En composiciones de bajo carbono y alto cromo, la ferrita está presente como una sola fase por encima de la temperatura de solidus [3].

Además, el cromo aumenta la dureza, la resistencia a la tracción, mejora la resistencia al desgaste, etc. Mientras que el níquel, al igual que el cromo, aumenta la resistencia a la corrosión. Sin embargo, evita el crecimiento de grano en los tratamientos térmicos, dándole al acero mayor tenacidad y un límite de elasticidad más elevado [4].

La densidad del acero inoxidable [5] oscila entre 7480-8000 kg/m³, y posee una temperatura de fusión [6] que varía entre 1325-1530 °C dependiendo del tipo de aleación y los porcentajes de los elementos aleantes.

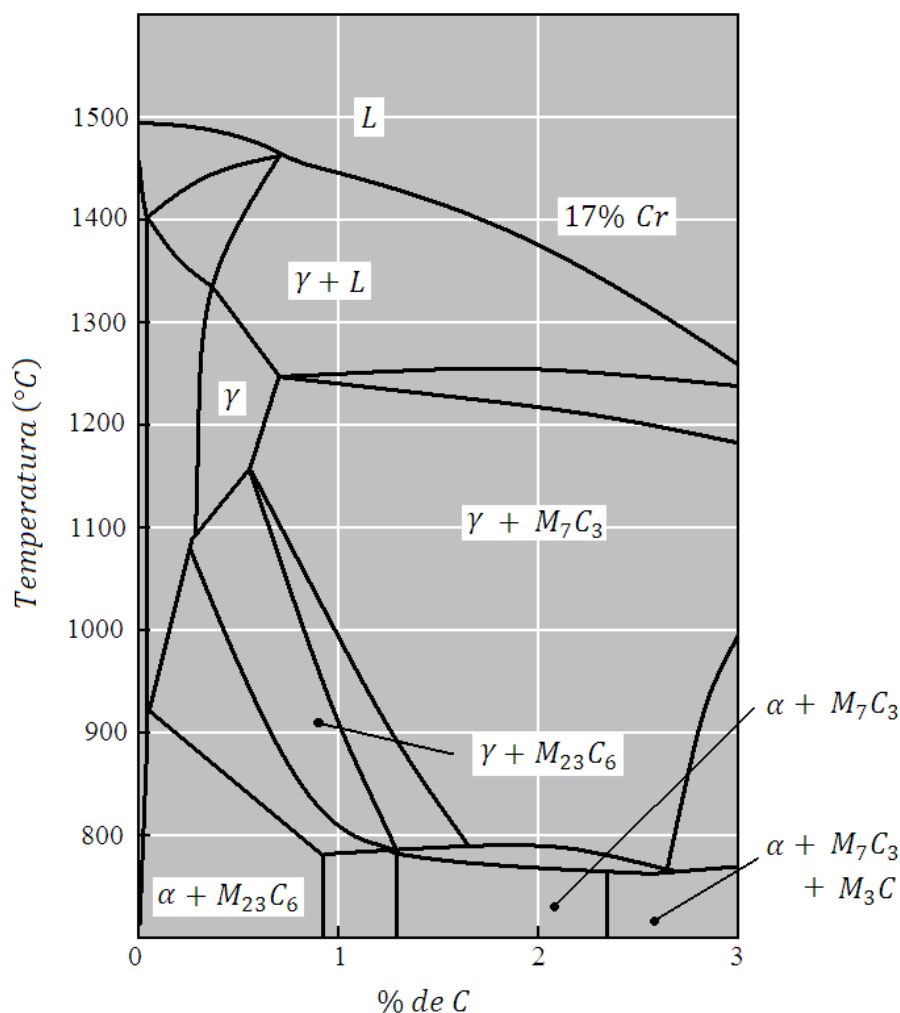


Figura 2.3. Efecto de 17% Cr sobre el diagrama de fases Fe-C [3].

La resistencia a la corrosión hace del acero inoxidable un material muy adecuado en aplicaciones medioambientales ya que tiene un ciclo de vida mayor y requiere un menor mantenimiento que otros tipos de acero. Por lo tanto, la resistencia a la corrosión será un factor primordial en la elección del tipo de acero inoxidable adecuado para cada aplicación.

2.2.2 Historia del acero inoxidable

Dentro de la siderurgia, la historia del acero inoxidable es relativamente corta y de hecho está en desarrollo continuo. Actualmente se encuentra en una etapa en la que los nuevos materiales deben vencer la resistencia de los patrones de compra existentes.

La paternidad y fecha de aparición del acero inoxidable son muy distintas y dieron lugar a célebres procesos; sin embargo, parece ser que su aparición en la industria se realizó simultáneamente en diversos países.

En 1913, Brearley reveló en Inglaterra la buena resistencia a la corrosión de los aceros que contenían del 9 al 16% Cr, patentando esta aleación en Canadá y Estados Unidos. Casi simultáneamente, en los Estados Unidos Elwood Haynes, quien había estudiado las aleaciones Co-Cr y Co-Cr-W, mencionaba la notable resistencia a la corrosión, incluso después de la adición de hierro, pero a condición de que los aceros contengan en su composición, al menos, 10% Cr y 5% Co.

Asimismo, en una memoria publicada en 1914 en Alemania, Strauss y Maurer señalaron las propiedades de resistencia los ácidos, de aquellos aceros que contenían una cantidad considerable de cromo y níquel.

En 1917 se patentaron en Francia los aceros que contenían del 10 al 15% Cr y del 20% al 40% Ni, como resultado de los trabajos realizados por Cheverd. No obstante que las patentes datan de 1912, fue después de la Primera Guerra Mundial, alrededor de 1920, cuando se publicó un trabajo detallado y se lanzaron los aceros al mercado.

Con las innovaciones técnicas desarrolladas después de la Segunda Guerra Mundial, se introdujeron los procedimientos técnicos de aceleración al

oxiconvertidor, el laminador Sendzimir continuo, el tren planetario para la laminación en caliente, la colada continua, etc., lo que ocasionó un notable incremento de la producción con el consiguiente abaratamiento de los costos de producción y, por ende, un precio más comercial en el mercado [7].

2.2.3 Clasificación del acero inoxidable

Los aceros inoxidables se clasifican en cinco grupos básicos atendiendo a su estructura metalúrgica y a su composición química llamados:

- Ferríticos
- Martensíticos
- De endurecimiento por precipitación.
- Austenítico/ferríticos (dúplex)
- Austeníticos

Cada uno de los grupos presenta características propias, sobretudo en cuanto a sus propiedades mecánicas, resistencia a la corrosión y facilidad de fabricación [8].

a) Aceros inoxidables ferríticos

Como su nombre lo indica tienen una configuración metalográfica ferrítica (Figura 2.4) con estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (bcc) que se mantiene estable desde la temperatura ambiente hasta el punto de fusión. Debido a su estructura, los aceros inoxidables ferríticos tienen buena resistencia mecánica y una ductilidad moderada, derivada del endurecimiento por solución sólida y endurecimiento por deformación. Además, tienen excelente resistencia a la corrosión, una conformabilidad moderada y son relativamente económicos.

Estos aceros son esencialmente aleaciones con cromo, cuyo contenido es usualmente del rango de 10.5 a 30%, pero contenidos limitados de carbono del orden de 0.08% en relación con los martensíticos. Algunos grados pueden contener Mo, Si, Al, Ti y Nb que promueven diferentes características. El cromo inhibe la formación de austenita y promueve la formación de ferrita.

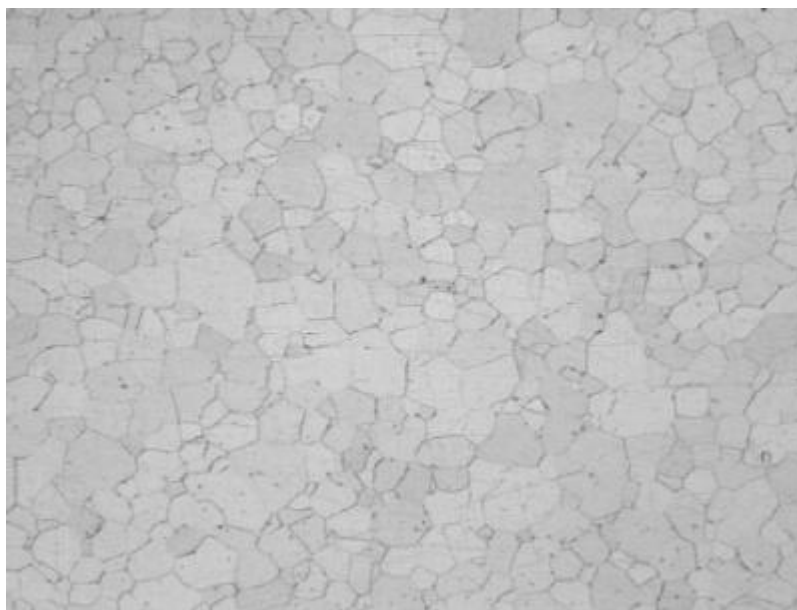


Figura 2.4. Acero inoxidable ferrítico AISI 409. Ataque con reactivo Vilella. 100x [9].

b) Aceros inoxidables martensíticos

Los aceros inoxidables martensíticos (Figura 2.5) contienen arriba del 11.5% Cr y bajo porcentaje de otros elementos como níquel y molibdeno. El contenido de carbono varía de 0.08 a 1.2%; concentración tal, que permite la formación de austenita a altas temperaturas, que a su vez se transforma en martensita, con estructura tetragonal centrada en el cuerpo (bct); durante el enfriamiento.

Según la cantidad de carbono y cromo, y mediante tratamientos térmicos de temple, este tipo de aceros obtienen sus propiedades mecánicas de resistencia y dureza, además, tienen la característica común de ser magnéticos.

La alta dureza y la consecuente resistencia al desgaste, determinan las aplicaciones de este material, utilizado en cuchillería, discos de freno, equipos quirúrgicos, odontológicos y turbinas.



Figura 2.5. Acero inoxidable martensítico AISI 420. Ataque con reactivo Vilella [9].

c) Aceros inoxidables endurecidos por precipitación

Son aceros inoxidables que contienen adicionalmente otros elementos de aleación como el Cu, Nb y Al que favorecen la precipitación de fases secundarias y elevan significativamente la dureza y resistencia mecánica del material cuando es sometido a un tratamiento térmico de envejecimiento. Estos materiales ofrecen una alternativa para obtener una buena resistencia mecánica por medio de un tratamiento térmico a menor temperatura que puede ser aplicado incluso después de la fabricación de la pieza o elemento mecánico.

La resistencia y dureza que se pueden alcanzar con estas aleaciones son superiores a las obtenidas por los aceros inoxidable martensíticos. Asimismo, debido a que el contenido de cromo es mayor que en estos últimos la resistencia a la corrosión resulta también ser superior. Los aceros inoxidable endurecidos por precipitación (Figura 2.6) pueden ser del tipo martensítico, semi-austeníticos y austeníticos.



Figura 2.6. Acero inoxidable endurecido por precipitación SAE J467. Ataque electrolítico con NaOH 20%, 3V, 5s [9].

d) Aceros inoxidable austenítico/ferríticos (dúplex)

En algunos casos, en la estructura de los aceros inoxidable se introducen de manera deliberada mezclas de fases. Mediante un control apropiado de la composición y del tratamiento térmico, se puede producir un acero inoxidable dúplex, que contenga aproximadamente porciones iguales de ferrita y austenita (Figura 2.7), con contenidos de carbono inferiores al 0.03%, de 20 a 30% Cr, de 5% a 8% Ni, y pueden contener Mo, W, y Cu. Esta combinación proporciona un conjunto de propiedades mecánicas (por ejemplo, límite elástico entre 700 MPa y 900 MPa, el doble que el de los aceros

inoxidables austeníticos), resistencia a la corrosión, conformabilidad y soldabilidad, que no se obtiene en ningún otro acero inoxidable [10].

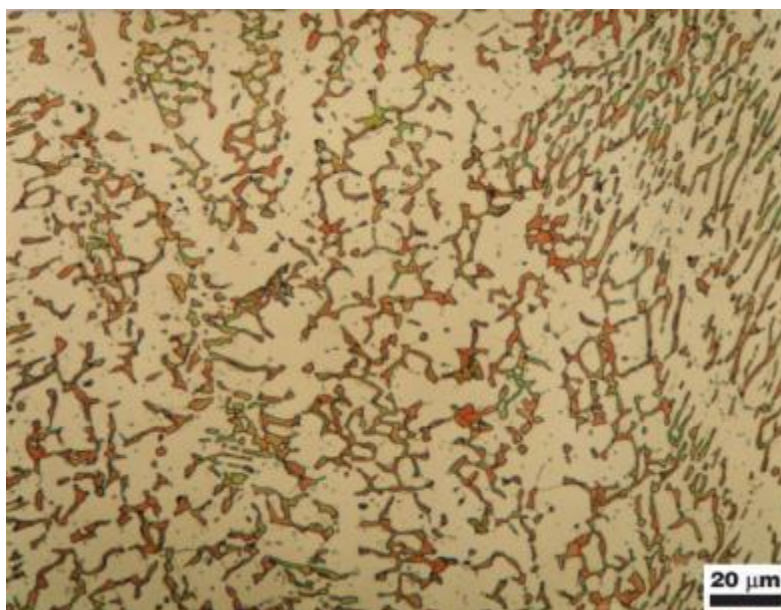


Figura 2.7. Acero inoxidable dúplex ASME SFA5.9. Ataque con reactivo de Murakami por 60s a 80 °C [9].

e) Aceros inoxidables austeníticos

Los aceros inoxidables austeníticos (Figura 2.8), con estructura cubica centrada en las caras (fcc) tienen excelente ductilidad, conformabilidad y resistencia mecánica a la corrosión. El cromo proporciona una resistencia a la oxidación y a la corrosión hasta temperaturas aproximadas de 650°C en una variedad de ambientes. El níquel, y en menor extensión el manganeso, se adiciona a estos aceros para estabilizar la fase austenítica en un amplio rango de temperaturas y evitar así su transformación en martensita cuando son enfriados rápidamente a temperatura ambiente; al mismo tiempo prácticamente elimina la ferrita de las aleaciones Fe-Cr-C. Si el contenido de carbono queda por debajo de 0.03%, no se forman carburos y el acero estará conformado prácticamente todo de austenita a temperatura ambiente.

La resistencia mecánica se obtiene mediante un endurecimiento por solución sólida y los aceros inoxidable austeníticos pueden deformarse en frío para obtener más resistencia que los ferríticos. Tienen excelentes propiedades al impacto a baja temperatura, puesto que no tienen temperatura de transición. Además, los aceros inoxidable austeníticos no son ferromagnéticos. Desafortunadamente, el alto contenido de níquel y cromo hacen que estas aleaciones sean costosas.

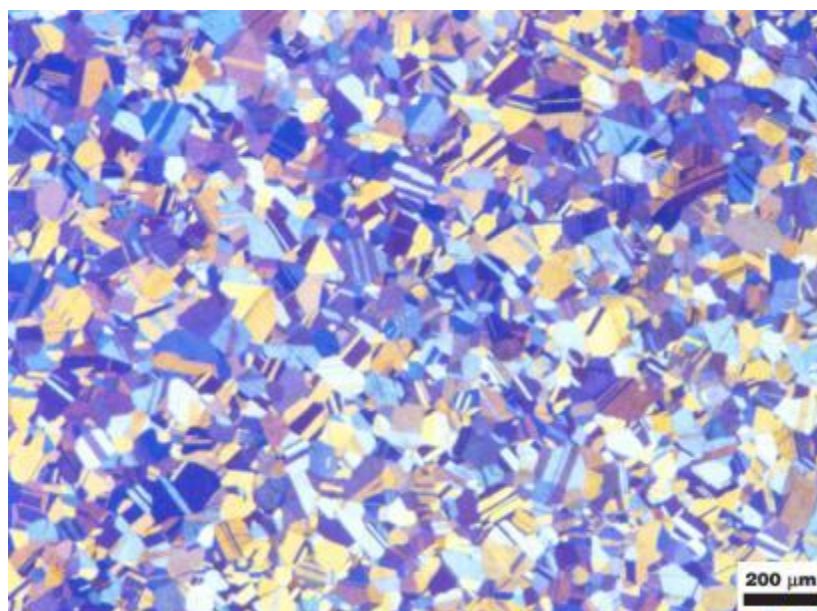


Figura 2.8. Acero inoxidable austenítico UNS S30330. Ataque con reactivo Beraha BII [9].

2.3 Acero inoxidable austenítico AISI 310

En este apartado se hace referencia a las propiedades físicas, mecánicas y químicas más importantes del acero inoxidable austenítico AISI 310, como material utilizado para la fabricación de los anillos estudiados en este trabajo.

2.3.1 Propiedades físicas

El acero inoxidable austenítico AISI 310 se usa para aplicaciones a elevadas temperaturas. Su alto contenido de cromo y níquel le da una elevada resistencia a la corrosión (Tabla 2.1 Composición química).

Los aceros inoxidables de alta aleación generalmente exhiben propiedades (Tabla 2.2 Propiedades físicas y Tabla 2.3 Propiedades mecánicas) entre las cuales destacan la resistencia elevada a la temperatura, así como a resistencia a la deformación por desgaste y al ataque ambiental. Como tales, se usan ampliamente en la industria de los tratamientos térmicos, como partes de hornos, cintas transportadoras, rodillos, soportes de refractarios, forro de hornos, ventiladores, etc.

Estos aceros también se usan en la industria de procesos químicos para contener ácidos concentrados calientes, amoníaco, dióxido de azufre, etc. En la industria de procesamiento de alimentos, se usan en contacto con ácidos acético y cítrico calientes.

TABLA 2.1. Composición química correspondiente a las especificaciones de la ASTM A240, especificación estándar para aceros inoxidables al cromo y cromo-níquel.

Elemento	% peso máx. Acero inoxidable austenítico 310
C	0.25
Mn	2.00
P	0.045
S	0.030
Si	1.75
Cr	26.00
Ni	22.00
Fe	Balance

TABLA 2.2. Propiedades físicas del acero inoxidable austenítico 310.

Propiedad	Acero inoxidable austenítico 310
Densidad	g/cm³
a 20 °C	8.03
Coeficiente de expansión térmica	(µm/m)K
a 20 – 1000 °C	15.9
a 20 – 500 °C	17.1
a 20 – 1000 °C	18.9
Resistividad eléctrica	µΩcm
a 20 °C	78.0
Conductividad térmica	W/mK
a 20 – 100 °C	13.8
a 20 – 500 °C	18.7
Calor específico	J/kgK
a 0 – 100 °C	502
Permeabilidad magnética (recocido)	H/m
a 200 H	1.02
Módulo de elasticidad (recocido)	GPa
en tensión	200
en corte	77

2.3.2 Propiedades mecánicas

Los resultados de las pruebas mecánicas presentados en la Tabla 2.3 se hicieron en conformidad con la ASTM E8. Los datos consisten en los resultados promedio de un mínimo de dos y hasta diez muestras. La resistencia al punto de cedencia fue determinada por el método de compensación de 0.2%.

TABLA 2.3. Propiedades mecánicas del acero inoxidable austenítico 310 [11].

Temperatura de prueba		Resistencia al punto de cedencia		Resistencia a la tensión		Elongación
(°F)	(°C)	ksi	MPa	ksi	MPa	%
77	25	42.2	292	89.5	617	45
400	204	31.5	217	76.6	528	37.5
800	427	27.2	188	74.8	516	37
1000	538	24.2	167	70.1	483	36
1200	649	22.6	156	57.2	394	41.5
1500	816	19.7	136	30.3	209	66
1800	982	---	---	11.0	76	65
2000	1093	---	---	7.0	48	77

2.3.3 Resistencia a la corrosión

El acero inoxidable austenítico 310 se usa principalmente a temperaturas elevadas debido a su gran resistencia a la oxidación; además, estos aceros son resistentes a la corrosión acuosa debido a su alto contenido de cromo y níquel.

Ciertas aplicaciones requieren específicamente el uso de estos aceros resistentes a la corrosión acuosa; por ejemplo, el manejo de ácido nítrico concentrado, para el cual se requiere la utilización del acero 310, que sólo se ve afectado levemente en las fronteras de grano por este ácido.

Las aleaciones metálicas reaccionan con su entorno hasta cierto grado bajo la mayoría de las condiciones. La reacción más común es la oxidación. Este tipo de aceros son resistentes a dicho fenómeno gracias a la oxidación selectiva del cromo que contienen el cual forma un óxido de crecimiento lento muy estable. Habiendo suficiente cromo en la aleación, se genera una capa superficial de óxido de cromo compacta y adherente, que previene la formación

de otros óxidos de crecimiento más rápido y sirve como barrera a la degradación mayor.

La resistencia a la oxidación de los aceros inoxidable austeníticos se debe al contenido de cromo de la aleación. Las aleaciones resistentes al calor generalmente contienen por lo menos 20% en peso de cromo. Reemplazar hierro por níquel también mejora el comportamiento a alta temperatura de una aleación. Los aceros 310 son materiales sumamente aleados y por lo tanto muy resistentes a la oxidación.

2.3.4 Características. Fabricación y conformado

El acero de medio carbono es considerado como el estándar para el desarrollo de la mayoría de los procesos de conformado de metales. Con respecto a estos aceros, los aceros inoxidable austeníticos exhiben una diferencia significativa: son más resistentes y tienden a endurecerse rápidamente al trabajarse. Esto no altera los métodos generales usados para maquinarlos, cortarlos, forjarlos, etc., pero sí afecta las especificaciones de dichos métodos.

Para el corte y maquinado de los aceros inoxidable austeníticos el herramental debe mantenerse afilado y sujetarse rígidamente. Generalmente se usan cortes más profundos y velocidades más lentas para cortar debajo de las zonas endurecidas por trabajo. Debido a su baja conductividad térmica y alto coeficiente de expansión térmica, la remoción del calor y las tolerancias dimensionales tienen que tomarse en cuenta durante las operaciones de corte y maquinado.

Los aceros inoxidable austeníticos se deforman fácilmente en frío mediante los métodos estándares tales como: doblado, estirado, laminado, etc.

Se endurecen fácilmente al trabajarlos, lo que se manifiesta con un incremento uniforme en la energía necesaria para continuar la deformación.

La forja debe comenzar en el rango de temperaturas de 980 -1120 °C y terminar antes de que se enfríe a 980 °C. Trabajar a temperaturas más altas produce como resultado la formación de ferrita. Trabajar a temperaturas más bajas puede causar sensibilización por la formación de la fase sigma. Después del forjado la pieza debe enfriarse rápidamente.

2.3.5 Tratamiento térmico. Recocido

La razón principal para recocer estas aleaciones es para producir una microestructura recristalizada con un tamaño de grano uniforme y para disolver los precipitados de carburo de cromo. Para asegurar un recocido completo, las piezas deben mantenerse en el rango de 1120-1175 °C por 30 minutos por cada 25 mm de espesor de la sección. Cuando el proceso se ejecuta correctamente, estos aceros son principalmente austeníticos a temperatura ambiente. Pueden presentarse pequeñas cantidades de ferrita.

La aleación 310 consiste únicamente de austenita a temperatura ambiente, no se puede endurecer mediante tratamiento térmico; una mayor resistencia mecánica se puede lograr mediante el trabajo en frío o caliente.

2.4 Proceso de manufactura de anillos

Existen diversos procesos de gran antigüedad para la manufactura de metales; actualmente, dos son los métodos utilizados para la fabricación anillos: forjado y laminado.

La empresa Frisa Aerospace, S.A. de C.V., utiliza estos métodos para el conformado de sus anillos, seguido de un tratamiento térmico de solución para finalizar la manufactura de los mismos.

Es conocido que el tipo de conformado al que se somete el material confiere al mismo una textura característica; Maurice y Driver [12] obtuvieron las componentes latón y cobre para una aleación de aluminio sometida a compresión en caliente a diferentes velocidades de deformación, con intensidades similares a las obtenidas para el mismo material pero en compresión en frío. Observaron un incremento considerable de las intensidades de estas componentes al aumentar la temperatura de compresión, además de la aparición de la componente cúbica.

Raabe [13] encontró componentes latón y cúbica en un acero inoxidable austenítico laminado en caliente; observó una diferencia en las intensidades de las mismas a lo largo de la dirección transversal al laminado, adjudicando estos cambios a la posible recrystalización durante el laminado. Maurice y Driver [12] encontraron texturas similares en una aleación de aluminio laminada en caliente, observando un incremento en las intensidades de las mismas al aumentar la temperatura y disminuir la velocidad de deformación.

Por su parte, el tratamiento térmico que se da al material también confiere cambios a la textura obtenida por los procesos de conformado; Chowdhury [14] observó el comportamiento de las componentes de textura presentes en un acero inoxidable austenítico laminado en frío, sometido a diferentes temperaturas de tratamiento térmico. A medida que aumentaban la temperatura de solubilizado, la componente goss permanecía, aunque con intensidades relativamente bajas; mientras que, las componentes azufre y latón, aumentaban.

A continuación se expone una breve explicación de los procesos de conformado usados para la fabricación de anillos.

2.4.1 Forja

La forja se define como el proceso en el cual un metal es deformado plásticamente con la aplicación de presión. Se usa no sólo para cambiar la forma, sino también las propiedades del metal dado que refina el tamaño de grano y, por lo tanto, mejora su estructura. La forja es un método económicamente efectivo para producir componentes de geometría compleja. Las piezas forjadas se usan en aplicaciones de alto desempeño y alta resistencia, donde, la tensión, la deformación, la carga y la seguridad son consideraciones críticas.

Los parámetros que gobiernan el proceso de forja son la complejidad de la pieza, la fricción entre los dados y la pieza de trabajo, el tipo de prensa, la temperatura del dado y la pieza, el material de la pieza, etc.

La mayoría de las operaciones de forja se llevan a cabo en caliente, aunque ciertos materiales pueden ser forjados en frío. En estas operaciones son usados dos grandes clases de equipo: el martillo de forja, que suministra un rápido impacto sobre la superficie del metal; y la prensa de forja, que mantiene al metal bajo una fuerza compresiva de baja velocidad.

La clasificación más amplia de procesos de forja es: la forja de dado abierto y la forja de dado cerrado. La forja de dado abierto se lleva a cabo entre dados planos de geometría muy simple. En la forja de dado cerrado el metal es deformado entre las dos mitades de un dado que posee la impresión de la geometría final deseada. El metal se deforma bajo una gran presión en una cavidad cerrada, obteniendo así piezas precisas con bajas tolerancias dimensionales.

Equipo de forja

El equipo de forja se clasifica de acuerdo a su operación principal. Los martillos y las máquinas de alta energía deforman la pieza con la energía cinética de la caída del martillo; son por lo tanto clasificados como máquinas de energía restringida. La habilidad de las prensas mecánicas para deformar el material de trabajo se determina por la longitud de la prensa y la fuerza disponible a lo largo de la misma. Por lo tanto, las prensas mecánicas se clasifican como máquinas de movimiento restringido. Las prensas hidráulicas se consideran como máquinas de fuerza restringida debido a que su habilidad de deformar el material depende de la fuerza máxima de la prensa.

Martillos. Históricamente los martillos han sido la herramienta más ampliamente usada en los procesos de forja, estos son capaces de desarrollar grandes fuerzas y tener bajos tiempos de contacto con el dado. En los martillos de forja, la fuerza se suministra por el peso en caída.

El martillo más ampliamente utilizado es el de caída libre (Figura 2.9). En este proceso, el dado superior se eleva por medio de rodillos. Cuando se suelta el dado, este cae gracias a la fuerza de gravedad produciendo un golpe de alta energía. La energía liberada por el golpe es igual a la energía potencial resultante del peso del martillo y la altura de la caída. La deformación procede hasta que la energía total se disipa por la deformación plástica de la pieza de trabajo o la deformación elástica de los dados y la máquina.

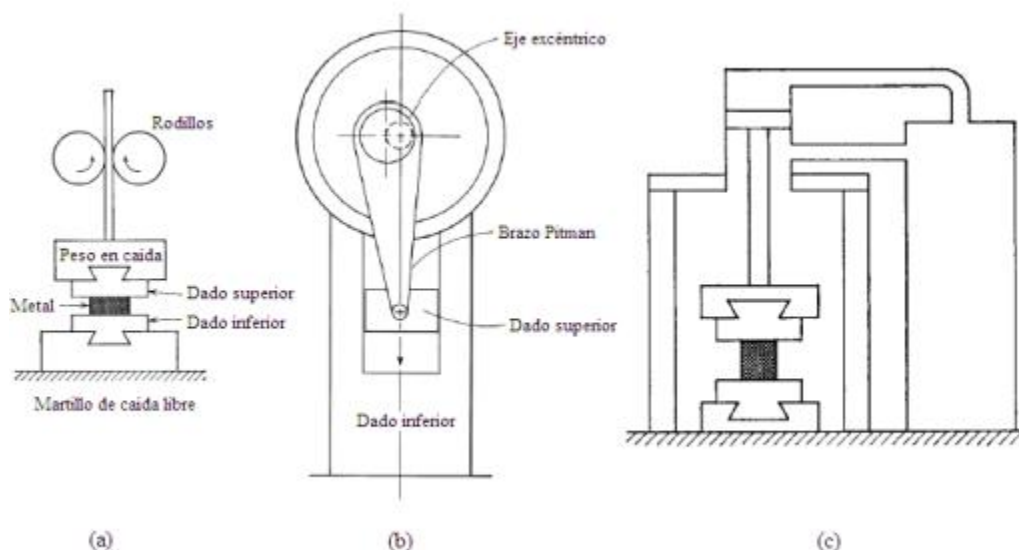


Figura 2.9. Esquema de los principales equipos de forja: (a) Martillo de caída libre, (b) Brazo Pitman y (c) Prensa hidráulica [15].

Prensas Mecánicas. Seguidas de los martillos, las prensas mecánicas son los equipos más ampliamente utilizados en operaciones de forja de dado cerrado. En la mayoría de las prensas mecánicas, el movimiento giratorio de un eje excéntrico se convierte en movimiento lineal a través de un brazo Pitman (Figura 2.9).

Las prensas mecánicas pueden alcanzar cargas de 300 a 12,000 toneladas. El golpe de la prensa es más como un prensado y no como el impacto del martillo de caída libre.

Prensas Hidráulicas. Las prensas hidráulicas se usan en forja de dado abierto o cerrado. La carga proporcionada se debe a cilindros hidráulicos y pistones (Figura 2.9), los cuales son parte de un sistema hidroneumático o hidráulico de alta presión. Después de acercarse a gran velocidad, la prensa junto con el dado superior se mueve lentamente presionando el metal de trabajo.

Procesos de forja

Forja de dado abierto. El caso más simple de forjado consiste en comprimir una parte de sección cilíndrica entre dos dados planos, muy semejante a un ensayo de la compresión. Esta operación de forjado reduce la altura de material de trabajo e incrementa su diámetro (Figura 2.10).

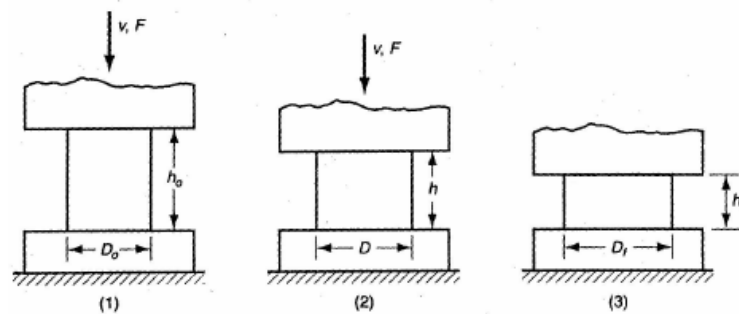


Figura 2.10. Deformación homogénea de una parte de trabajo cilíndrica bajo condiciones ideales en una operación de forjado en dado abierto: (1) inicio del proceso con la parte del trabajo a su altura y diámetros originales, (2) compresión parcial y (3) tamaño final [15].

Un ejemplo de forja de dado abierto en la industria del acero es el formado de anillos (Figura 2.11). Las operaciones de forja en dado abierto producen formas rudimentarias que necesitan operaciones posteriores para refinar las partes a sus dimensiones y geometría finales. Una contribución importante del forjado en caliente en dado abierto es la creación de un flujo de granos y de una estructura metalúrgica favorable en el metal.



Figura 2.11. Forja de anillos.

Forja de dado cerrado. Se realiza con dados que tienen la forma inversa a la requerida para la parte. Este proceso se ilustra en una secuencia de tres pasos en la Figura 2.12:

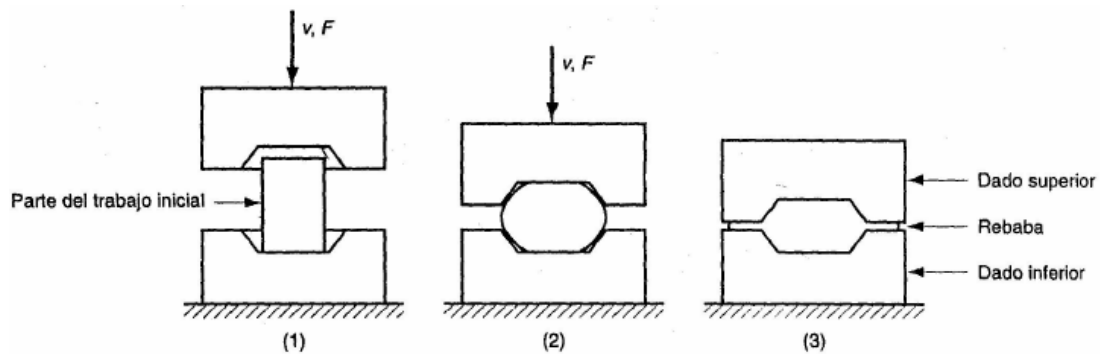


Figura 2.12. Secuencia en el forjado con dado impresor: (1) inmediatamente antes del contacto inicial con la pieza de trabajo en bruto, (2) compresión parcial, (3) cerradura final de los dados, ocasionando la formación de rebaba entre las placas del dado [15].

La pieza de trabajo inicial se muestra como una parte cilíndrica. Al cerrarse el dado y llegar a su posición final, el metal fluye más allá de la cavidad del dado y forma una rebaba en la pequeña apertura entre las placas del dado. Aunque la rebaba se recorta posteriormente, tiene realmente una función importante en el forjado por impresión, ya que cuando ésta empieza a formarse, la fricción se opone a que el metal siga fluyendo hacia la apertura, y de esta manera fuerza al material de trabajo a permanecer en la cavidad.

La forja en dado cerrado no tiene tolerancias estrechas de trabajo y frecuentemente se requiere el maquinado para lograr la precisión necesaria. El proceso de forjado genera la geometría básica de la parte y el maquinado realiza los acabados de precisión que se requieren en algunas porciones de la parte (por ejemplo: perforaciones, cuerdas y superficies que deben coincidir con otros componentes). Las ventajas del forjado sobre el maquinado completo de la parte son: velocidad de producción más alta, conservación del metal, mayor resistencia y orientación más favorable de los granos de metal.

2.4.2 Laminado

El laminado es un proceso de deformación en el cual el metal pasa entre dos rodillos y se comprime mediante fuerzas de compresión ejercidas por los mismos. Los rodillos giran, como se ilustra en la Figura 2.13, para jalar el material y simultáneamente apretarlo entre ellos.

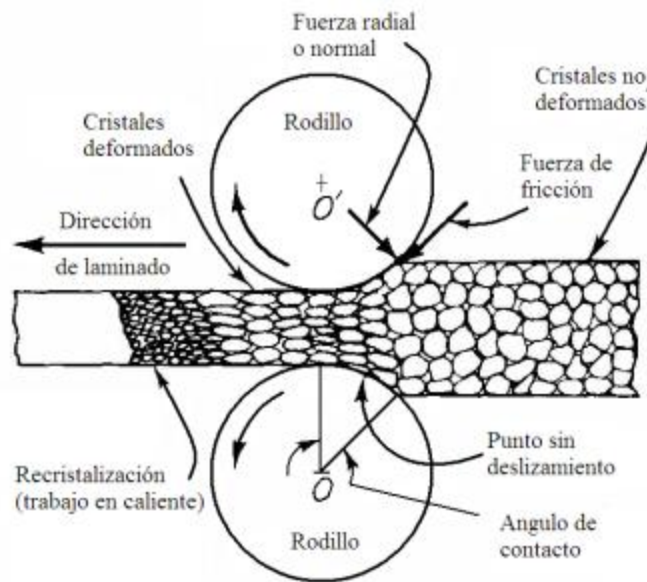


Figura 2.13. Proceso de laminación [15].

La mayoría de los productos laminados se obtienen en caliente debido a la gran cantidad de deformación requerida, y se le llama laminado en caliente. Los metales laminados en caliente están generalmente libres de esfuerzos residuales y sus propiedades son isotrópicas. Las desventajas del laminado en caliente son que el producto no puede mantenerse dentro de tolerancias adecuadas, y la superficie presenta una capa de óxido característica.

La mayoría de los procesos de laminado involucran una alta inversión de capital ya que se requieren equipos pesados, conocidos como molinos laminadores o de laminación. El alto costo de inversión requiere que la producción sea en grandes cantidades y, por lo general, artículos estándares como láminas y placas.

Algunos otros procesos de deformación volumétrica usan rodillos para formar las partes de trabajo; estas operaciones incluyen laminado de anillos, laminado de cuerdas, laminado de engranes y perforado de rodillos.

Laminado de anillos. Es un proceso de deformación que lamina las paredes gruesas de un anillo para obtener paredes más delgadas, pero de un diámetro mayor. La Figura 2.14 ilustra el antes y después del proceso. Conforme el anillo de paredes gruesas se comprime, el material se alarga, ocasionando que el diámetro del anillo se agrande. El laminado de anillos (Figura 2.15) se aplica usualmente en procesos de trabajo en caliente para anillos grandes y en procesos de trabajo en frío para anillos pequeños.

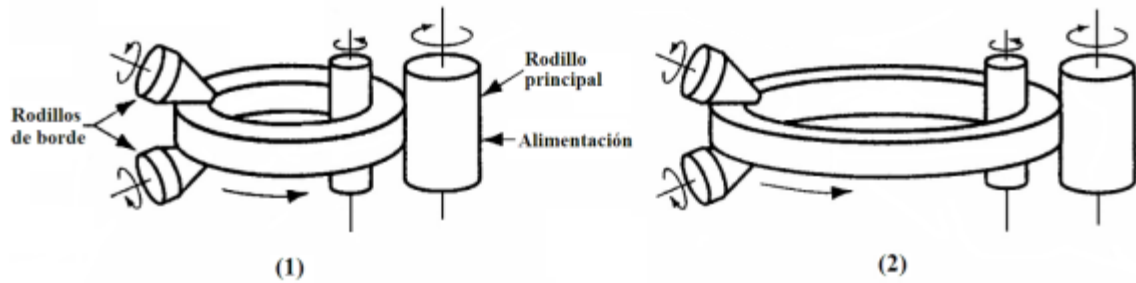


Figura 2.14. Laminación de anillos. Reducción del espesor e incremento del diámetro: (1) inicio y (2) proceso terminado [15].



Figura 2.15. Laminado de anillos

Las aplicaciones de laminado de anillos incluyen collares para rodamientos de bolas y rodillos, anillos para la industria aeroespacial, llantas de acero para ruedas de ferrocarril y cinchos para tubos, recipientes a presión y máquinas rotatorias. Las paredes de los anillos no se limitan a secciones rectangulares, el proceso permite la laminación de formas más complejas. Las ventajas del laminado de anillos sobre otros métodos para fabricar las mismas partes son: el ahorro de materias primas, la orientación ideal de los granos para la aplicación y el endurecimiento a través del trabajo en frío.

2.4.3 Tratamiento térmico

La energía libre de un material cristalino se eleva durante la deformación por la presencia de dislocaciones, un material que contiene este tipo de defectos es termodinámicamente inestable. Sin embargo la termodinámica

sugiere que estos defectos deberían desaparecer espontáneamente; en la práctica, los mecanismos de movimiento atómico son lentos, lo que ocasiona que los defectos estructurales inestables permanecen después de la deformación.

Si el material se calienta a alta temperatura (tratamiento térmico), procesos activados térmicamente como la difusión en estado sólido, proveen los mecanismos en los cuales los defectos pueden ser removidos o pueden re-arreglarse en configuraciones de baja energía.

Durante este tratamiento térmico que se le da a un metal deformado, la microestructura y también las propiedades pueden restaurarse parcialmente a sus valores originales, por el proceso llamado recuperación, en el cual se eliminan y re-arreglan las dislocaciones. Los cambios microestructurales que ocurren durante la recuperación son relativamente homogéneos y no afectan las fronteras entre los granos deformados. Procesos similares de recuperación pueden ocurrir durante la deformación, particularmente a altas temperaturas, en la que toma lugar la recuperación dinámica. La recuperación involucra una restauración parcial de las propiedades ya que las dislocaciones no se eliminan por completo, pero alcanzan un estado meta estable.

Un proceso de restauración subsecuente llamado recristalización puede ocurrir, en la que se forman nuevos granos libres de dislocaciones. Los granos presentes se consumen dando a lugar a una nueva estructura granular con una baja densidad de dislocaciones. A su vez, la recristalización también puede presentarse durante la deformación a temperaturas altas, proceso llamado recristalización dinámica. Aunque la recristalización remueve las dislocaciones, el material aún contiene fronteras de grano, que son termodinámicamente inestables. El tamaño de grano y la textura después del tratamiento térmico se determinan durante la recristalización.

El calentamiento subsecuente del material resulta en un crecimiento de grano, en el cual los granos pequeños se eliminan y los grandes crecen; entonces las fronteras de grano asumen una configuración de baja energía. Bajo ciertas circunstancias este crecimiento normal de grano puede resultar en un crecimiento selectivo de unos pocos granos; proceso conocido como crecimiento anormal de grano o recristalización secundaria.

El tratamiento térmico de solución, que se usa en la empresa Frisa Aerospace, S.A. de C.V., no sólo recristaliza los granos deformados, sino que también disuelve los carburos de cromo (precipitados en los bordes de grano) para que regresen a la matriz austenítica.

Este tratamiento homogeniza la microestructura del material, y relaja esfuerzos remanentes producto del conformado. Las temperaturas de solubilizado se encuentran alrededor de los 1040 °C, aunque debido a las condiciones, composición y características deseadas del producto final, esta temperatura puede variar. Mantener la temperatura por determinado tiempo ayuda a controlar el tamaño de grano.

2.5 Orientación cristalográfica

La orientación cristalográfica, o simplemente orientación, se refiere a cómo los planos atómicos de un cristal están posicionados con respecto a una referencia. Esta característica aplica a todos los sólidos cuya estructura es cristalina, incluyendo minerales, cerámicos, semiconductores, superconductores y metales. La mayoría de estos materiales son policristalinos y sus unidades componentes se denominan cristales o granos.

En la mayoría de los materiales hay un patrón en la distribución de orientaciones, o cierta preferencia en la orientación, causada principalmente

durante la cristalización o solidificación del material fundido y subsecuentemente por los procesos termomecánicos posteriores. A esta tendencia se le conoce como orientación preferencial o textura.

La importancia de la textura en los materiales yace en que muchas de las propiedades de los mismos se ven afectadas por la orientación de los granos, de hecho, se ha encontrado que la influencia de la textura en las propiedades de un material es en muchos casos del 20-50% [1]. Algunos ejemplos de las propiedades que dependen de la textura de un material son: el módulo de Young, radio de Poisson, resistencia, ductilidad, permeabilidad magnética, conductividad eléctrica y expansión térmica.

Actualmente, el efecto de la textura en las propiedades se estudia con fines de desarrollo tecnológico, con el objetivo de producir materiales con comportamiento y características específicos. En general, el mecanismo exacto por el cual una textura en particular evoluciona no está del todo comprendido, sin embargo la validación empírica es suficiente para muchos procesos que se han establecido como práctica comercial [1].

El presente trabajo es de vital interés, ya que, no hay trabajos actuales referidos a este tipo de material, por lo que resulta muy importante observar la textura que el acero austenítico AISI 310 adquiere después de un proceso de forjado y laminado en caliente, y como esta textura se ve afectada por los diferentes tratamientos térmicos de solubilizado propuestos.

La mayoría de los trabajos publicados en esta área sugieren que la textura en aleaciones de aluminio y otros metales con estructura fcc sometidos a conformado en caliente difiere de la obtenida por conformado en frío [12]. La formación de texturas de laminado en frío se ha estudiado a detalle [16-25]. En ausencia de maclado, los componentes de textura cobre, azufre, latón y goss son las más comunes en metales laminados en frío.

Análisis cuantitativos en metales laminados en caliente, muestran un incremento en la intensidad de las componentes azufre y latón, junto con la componente cúbica en algunos casos.

La textura se caracteriza cuantitativamente por medio de la función de distribución de orientaciones $f(g)$, la fracción de volumen dV que posee la orientación g con un pequeño rango angular dg . Las orientaciones g son comúnmente representadas por tres ángulos de Euler (ϕ_1 , ϕ_2 y ϕ) en la notación de Bunge. La función de textura $f(g)$ se grafica en el espacio 3D de Euler, usualmente en la forma de líneas en secciones de ϕ_2 constantes. En este espacio se muestran las componentes de textura más importantes de los metales fcc laminados en caliente; estas comprenden la fibra α de la componente goss a latón; y la fibra β de la componente latón, pasando por la componente azufre, hasta la componente cobre.

En los siguientes apartados se describe de forma breve la teoría en la que se fundamentan las técnicas de análisis para determinación de textura y microtextura.

2.5.1 Textura

La difracción de rayos X es la técnica más usada para la medición de textura; revela la macrotextura integral de un volumen de material midiendo las intensidades máximas de difracción. La difracción de rayos X fue usada por primera vez en 1924 por F. Wever para investigar las orientaciones preferenciales en metales, evaluando la distribución heterogénea de intensidades a lo largo de los anillos de Debye-Scherrer. Con la llegada del goniómetro de textura y el uso de los contadores Geiger se pudieron reproducir directamente las figuras de polo, esto aunado al trabajo de L. G. Shultz en 1949, llevó al análisis cuantitativo moderno de la textura por rayos X.

La aplicación de la difracción de rayos X para medir macrotextura en un material cuyo parámetro de red es conocido, involucra el uso de un haz monocromático de radiación de longitud de onda conocida con un ángulo de Bragg fijo para un conjunto de planos de red $\{hkl\}$. Esta técnica se basa en la medición de la intensidad de difracción de la muestra al ser rotada en el espacio, cuando sus granos se orientan de tal manera que los planos $\{hkl\}$ coincidan con la ley de Bragg para el espaciamiento interplanar [1].

La técnica de rayos X más utilizada es la desarrollada por Schulz. La mayoría de las mediciones involucran materiales que han sido laminados o recocidos. La muestra debe ser de 25 mm^2 con una superficie plana, a su vez, su espesor debe ser mayor a los 0.2 mm para evitar que el haz incidente la atraviese. La muestra se monta dentro de un goniómetro de doble círculo (Figura 2.16) el cual permite, simultáneamente, rotación sobre un ángulo δ , normal a la muestra; y rotación sobre un ángulo α , sobre un eje ortogonal que yace en el plano definido por la normal y los haces incidentes y difractados. Estos haces que están restringidos por una serie de rejillas se establecen de acuerdo a los ángulos apropiados de Bragg para la difracción de los planos requeridos. La intensidad del haz difractado se mide por métodos estandarizados y normalizados a aquellos obtenidos con una muestra estándar de orientación aleatoria [26].

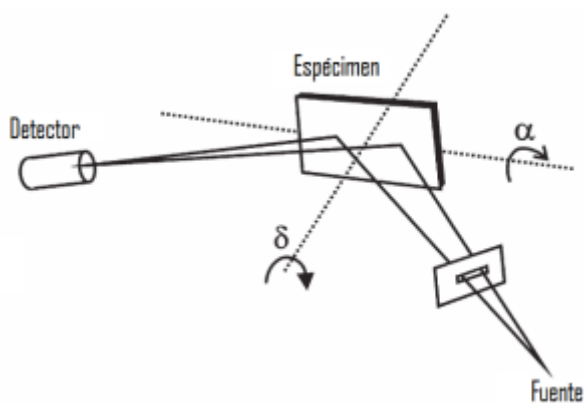


Figura 2.16. Método de reflexión para la determinación de las figuras de polo [1].

Aunque la mayoría de las determinaciones de textura se hacen mediante equipo de rayos X y el método de retroreflexión de Schulz, hay algunas limitaciones involucradas. La más importante de ellas es el pequeño volumen de material que puede ser examinado. La profundidad a la cual el haz incidente penetra (y de la cual el haz difractado emerge) es gobernado principalmente por la longitud de onda de los rayos X usados y del coeficiente de absorción del material, que raramente es mayor a 0.1 mm.

Se ha hecho notar muchas veces que la característica más prominente de un metal deformado es la heterogeneidad de la microestructura y es claro que debe haber siempre duda, si la textura basada en difracción de rayos X es o no en verdad representativa para un espécimen laminado. En muchos productos laminados la textura varía a través del espesor de la muestra, y en la mayoría de los casos los estudios de textura se realizan en la sección transversal. Debido a que la recristalización no ocurre homogéneamente en dichos materiales, esta duda también aplica a los materiales que han sufrido algún tratamiento térmico [26].

El tiempo para adquirir los datos depende del material, la resolución y de la intensidad de refracción. Intensidades altas de rayos X emitidas permiten una rápida colección de datos [26].

La información producida por el goniómetro se expresa como una gráfica que muestra la intensidad de difracción con respecto a los ángulos de rotación del espécimen. Estos datos pueden ser representados en una figura de polos o pueden ser usados para calcular las funciones de distribución de orientación (FDO) [1].

2.5.2 Microtextura

La textura de un material también se puede determinar a partir de la medida de orientaciones individuales (microtextura). Para obtener esta información se han desarrollado técnicas basadas en la difracción de electrones retrodispersados (EBSD) que utilizan como herramienta los patrones de Kikuchi.

2.5.2.1 Patrones de Kikuchi

Están formados por pares de líneas blancas sobre un fondo oscuro y difuso (Figura 2.17). Cuando el haz incidente penetra en la muestra, la mayoría de los electrones son dispersados inelásticamente y emergen de la misma en todas direcciones. Estos constituyen el fondo difuso del diagrama de dirección.

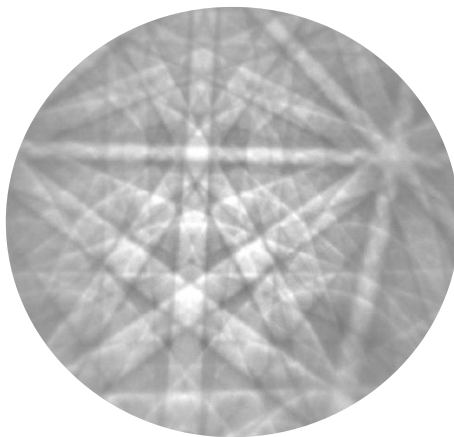


Figura 2.17. Patrón de Kikuchi del Ni [27].

Sin embargo, algunos electrones, después de una o varias reflexiones inelásticas con poca pérdida de energía, inciden posteriormente en posición de Bragg sobre un haz de planos cristalinos y son difractados bajo un ángulo de Bragg a lo largo de las generatrices de dos conos, como se muestra en la figura 2.18. Los ángulos de Bragg son mucho más pequeños que los que se muestran, típicamente 0.5° , y por tanto la apertura de los conos es muy grande.

Generalmente, la intensidad de los haces difractados es distinta a lo largo de cada uno de los conos, debido a que la dirección del haz de electrones inelásticos no coincide ya con la dirección del haz incidente original. Así, la intersección de los conos de difracción con una pantalla plana es un conjunto de pares de líneas, una más clara y otra más oscura.

La anchura de las líneas es inversamente proporcional al espaciado interplanar y depende también de ciertas características del sistema como la distancia de la cámara a la muestra y la distancia de trabajo en el SEM. El ángulo entre dos pares de líneas (o bandas) de Kikuchi es equivalente al ángulo interplanar entre los planos cristalinos asociados con cada una de las líneas. Las intersecciones entre varias líneas, también llamadas polos, corresponden a direcciones importantes de la red cristalina, comunes a varios planos, y reciben el nombre de ejes de zona.

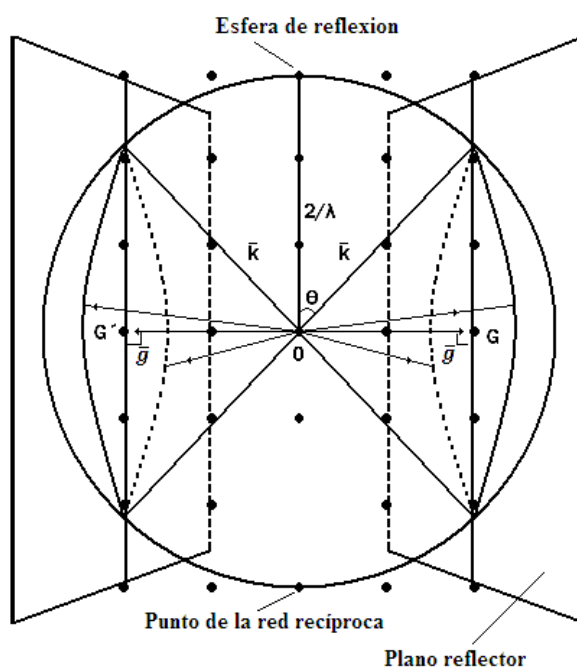


Figura 2.18. Esquema de la formación de los pares de líneas de Kikuchi en el espacio recíproco [1].

Los patrones de Kikuchi son, por tanto, “mapas de distancias angulares” que reflejan la simetría de la red cristalina. A partir de la situación de los ejes de zona es posible determinar la orientación de la red. La calidad del diagrama (definición de líneas) refleja cualitativamente el grado de deformación del cristal.

2.5.2.2 Principio de EBSD

La información obtenida a partir de los patrones de Kikuchi será tratada por un software permitiendo la determinación de la orientación cristalográfica local y en consecuencia la desorientación entre granos. Además, permite una determinación precisa de los bordes de granos, bordes especiales (bordes de maclas, evolución de la microtextura, tamaño de grano verdadero, así como su distribución. Al mismo tiempo, el programa asociado al EBSD mediante tratamiento matemático y estadístico facilita la presentación de dichos datos en diferentes formas: mapas de desorientación, histogramas de desorientación y/o tamaño de grano y figuras de polo.

El dispositivo del SEM-EBSD empleado está formado por un microscopio electrónico de barrido XL 30 ESEM equipado de un EBSD TSL OIM. Cuando el haz incidente está barriendo la superficie de la probeta, los electrones retrodispersados se interceptan en la pantalla fosforescente donde se forman las líneas de Kikuchi. Dicha pantalla conectada con una cámara especial de alta sensibilización a la luz, equipada por una unidad de control, permite acumular las indexaciones de cada punto barrido en la probeta.

El software se encarga, en tiempo real, de analizar los patrones indexados de las líneas de Kikuchi y al mismo tiempo, realizar un tratamiento de imagen a fin de obtener las informaciones cristalográficas y los cálculos de orientaciones. El software de indexación usado en este trabajo, OIM Data Collection.

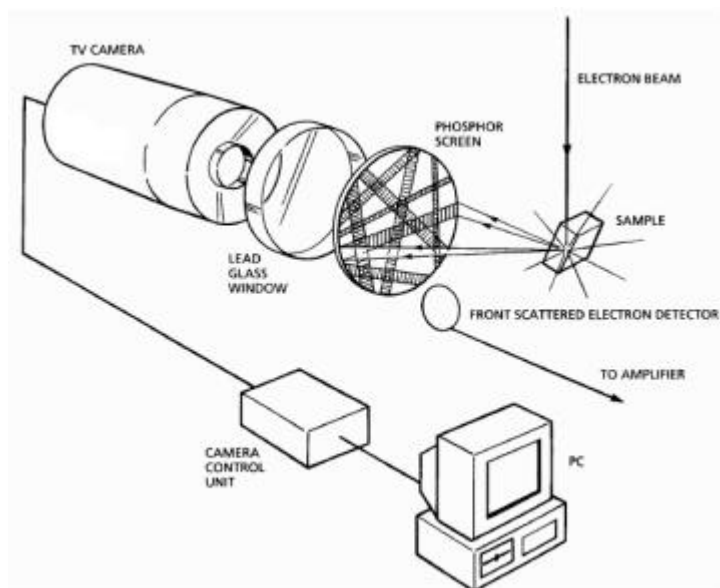


Figura 2.19. Representación esquemática de los componentes del equipo de SEM-EBSD [1].

2.5.3 Figuras de polos

La textura se ha descrito tradicionalmente por su proximidad a una o varias orientaciones ideales. Este método se aplica sobre todo a materiales cúbicos laminados durante su conformado. La textura de estos materiales se expresa mediante índices de Miller de orientaciones cristalográficas ideales de la siguiente forma: ND y RD, donde ND es la dirección normal al plano de laminación y RD es la dirección cristalina paralela a la dirección de laminación.

Generalmente, se hace referencia a familias de planos y direcciones, $\{ND\}\langle RD \rangle$. Algunas orientaciones ideales en metales con estructura fcc laminados son, por ejemplo: $\{001\}\langle 100 \rangle$ (orientación “cubo”), $\{110\}\langle 1\bar{1}2 \rangle$ (orientación “latón”), $\{112\}\langle 11\bar{1} \rangle$ (orientación “cobre”).

Las figuras de polos son el método utilizado tradicionalmente para describir la textura mediante orientaciones ideales. Son representaciones de determinadas familias de planos (h,k,l), (generalmente $\{001\}$, $\{011\}$ y $\{111\}$ en materiales fcc, por ser los de más baja multiplicidad) en una proyección

estereográfica cuyos ejes son paralelos a los ejes de la muestra (RD, dirección de laminación y TD, dirección transversal). En la figura 2.21 se representa el proceso de construcción de una figura de polos en proyección estereográfica.

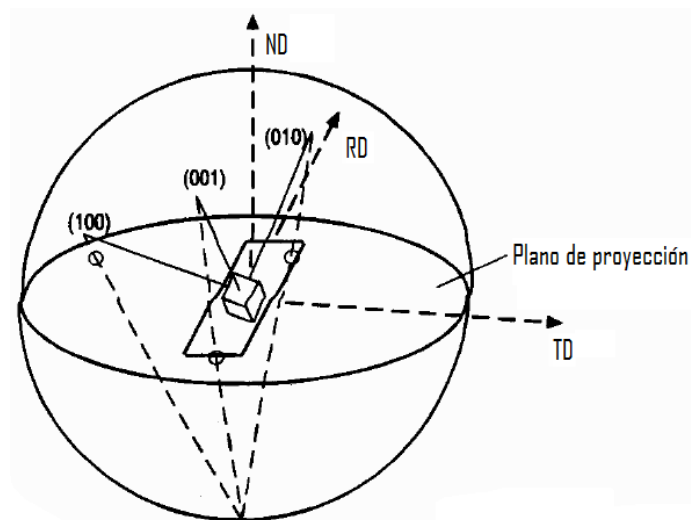


Figura 2.20. Concepto de formación de figuras de polo. Proyección sobre el plano de referencia de los ejes de la muestra y los planos (100), (010) y (001) de un grano [1].

En la figura 2.21 se muestran las figuras de polos correspondientes a las orientaciones ideales “cobre” y “latón”.

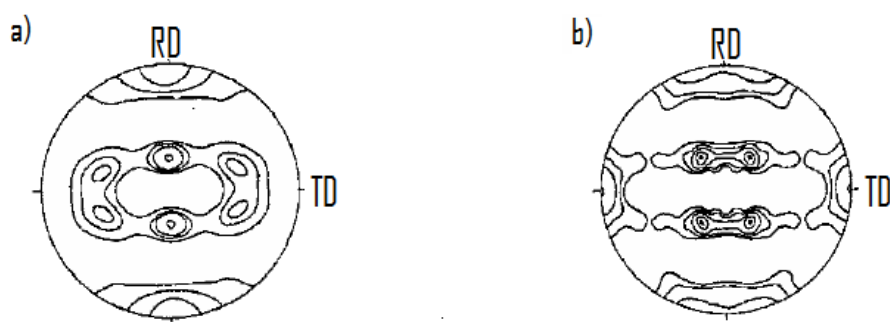


Figura 2.21. a) Textura tipo cobre y b) textura tipo latón.

2.5.4 Función de distribución de orientaciones (FDO)

Las figuras de polos fueron consideradas representaciones suficientemente exactas de la textura de los materiales hasta 1960 y aún hoy son ampliamente utilizadas. Sin embargo, la información que proporcionan es limitada. Así, mediante las figuras de polos es difícil distinguir componentes secundarias de la textura y no proporcionan información cuantitativa acerca de las fracciones de volumen de las distintas componentes.

Con el fin de obtener una mejor descripción de la textura se introdujo hacia 1960 la función de distribución de orientaciones (FDO), $f(g) = f(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$, definida en el espacio de orientaciones $SO(3)$. Los ángulos $(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$, llamados ángulos de Euler, son los giros que hay que realizar sobre el sistema de referencia de una red cristalina dada (en el sistema cúbico $\langle 100 \rangle, \langle 010 \rangle, \langle 001 \rangle$) para hacerlo coincidir con el sistema de referencia de la muestra (en materiales laminados RD, ND, TD). Existen varias formas de escoger los ángulos de Euler.

En este estudio se han utilizado los ángulos que representan las rotaciones sucesivas dibujadas en la figura 2.22. Los ejes del sistema de referencia de la muestra se designan con las letras XYZ y los del cristal con las letras X', Y' y Z'. Inicialmente, ambos sistemas de referencia coinciden. A continuación, el sistema de referencia cristalino se gira primero un ángulo φ_1 alrededor del eje Z' (ó Z), después un ángulo Φ alrededor de X' (en su nueva posición), y finalmente un ángulo φ_2 alrededor de Z' (en su nueva posición). En general, $0 \leq \varphi_1 \leq 2\pi$, $0 \leq \Phi \leq \pi$ y $0 \leq \varphi_2 \leq 2\pi$.

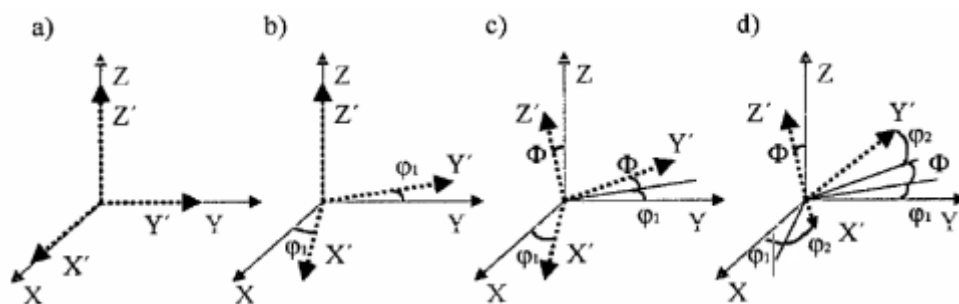


Figura 2.22. Ángulos de Euler [1].

Debido a la simetría cristalina y a la simetría de la muestra, puede ocurrir que varios puntos del espacio de Euler correspondan a orientaciones equivalentes. Así, el “dominio fundamental” del espacio de Euler, en el cual cada orientación esté representada por un único punto varía en función de las simetrías. En la Tabla 2.4 se especifica el dominio fundamental del espacio de Euler correspondiente a una muestra con simetría ortorrómbica (chapa laminada) y a distintas simetrías cristalinas.

TABLA 2.4. Dominio fundamental del espacio de Euler en función de la simetría cristalina para una muestra con simetría ortorrómbica (chapa laminada).

Simetría Cristalina	Cúbica	Hexagonal	Tetragonal	Trigonal	Ortorrómbica
$(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$	$\left(\frac{\pi}{2}, \frac{\pi}{2}, \frac{\pi}{2}\right)$	$\left(\frac{\pi}{2}, \frac{\pi}{2}, \frac{\pi}{3}\right)$	$\left(\frac{\pi}{2}, \frac{\pi}{2}, \frac{\pi}{2}\right)$	$\left(\frac{\pi}{2}, \frac{\pi}{2}, \frac{2\pi}{3}\right)$	$\left(\frac{\pi}{2}, \frac{\pi}{2}, \pi\right)$

La FDO representa la densidad de probabilidad de que una orientación, g , esté comprendida dentro de un elemento de orientación dg (ecuación 1). Se define:

$$\frac{dV}{V} = f(g)dg \quad (1)$$

donde dV denota la suma de los elementos de volumen de la muestra que poseen una orientación g ó están comprendidos dentro de un elemento de

orientación dg alrededor de ésta y Y es el volumen total de la muestra. La función $f(g)$, por tanto, no sólo permite distinguir todas las componentes de la textura, sino que además proporciona una descripción estadística de la fracción de volumen de cada una de ellas.

CAPÍTULO 3

POCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3.1 Introducción

El presente capítulo describe la parte experimental de este proyecto, la cual consistió en el desarrollo del método de preparación de muestras de acero inoxidable austenítico AISI 310 para su caracterización microestructural y los tratamientos térmicos realizados para evaluar la evolución de la misma.

El proceso experimental comprendió la evaluación de diversos métodos de preparación de muestras con el fin de desarrollar la técnica óptima que permita medir la orientación cristalográfica de las muestras. Tres métodos de preparación de muestras fueron utilizados: pulido manual, pulido automático y electropulido; a su vez, fueron utilizados diversos reactivos, pastas y paños para pulido.

La caracterización de las muestras comprende una mezcla de diversas técnicas: metalografía, microscopía óptica, difracción de rayos X para fases, difracción de rayos X para textura, microscopía electrónica de barrido, SEM-EDX y SEM-EBSD.

3.2 Preparación de muestras

Las muestras se obtuvieron del trozo de un anillo de forja de 2866 mm de diámetro exterior, 2556 mm de diámetro interior, 182 mm de altura, 1984 kg de peso cuya composición, proporcionada por el proveedor (Universal Stainless & Alloy Products, Inc.), se describe en la Tabla 3.1. La temperatura de prensado y laminado de este anillo fue de 1200 °C.

TABLA 3.1. Composición de la muestra.

Elemento	% en peso	Elemento	% en peso	Elemento	% en peso
C	0.05	Si	0.48	P	0.025
Cr	24.24	V	0.04	Mo	0.31
Co	0.18	Sn	0.008	Cb	0.06
Ta	-	Ti	<0.01	B	0.002
O	-	Ca	-	Zr	-
Ag	-	N	0.028	H	-
Mn	1.24	S	0.003	Bi	-
W	0.05	Ni	19.34	Se	-
Cu	0.32	Pb	-	Mg	-
Al	0.1	Fe	-		

De este trozo (Figura 3.1) se cortaron muestras más pequeñas utilizando una cortadora Struers Discotom-2 para cortes gruesos (Figura 3.2 a); y una cortadora Struers Accutom-2 para los cortes finos (Figura 3.2 b).



Figura 3.1. Sección de anillo del acero inoxidable austenítico AISI 310 de 20 cm de largo.



Figura 3.2. Cortadora Struers Discotom-2 (a) y cortadora Struers Accutom-2 (b).

3.3 Tratamientos térmicos

Se realizaron cuatro diferentes tratamientos térmicos de solubilizado en un horno (Figura 3.3). El primero de ellos siguiendo las especificaciones de la industria (1040 °C durante 3 horas); y los tres restantes variando la temperatura y tiempo: 1040 °C durante 4 horas y, 1150 °C durante 3 y 4 horas respectivamente. La temperatura de 1150 °C se estableció de acuerdo a la capacidad del horno y a la temperatura máxima que soporta el acero sin modificar su estructura. El enfriamiento se realizó al aire.



Figura 3.3. Horno

Los datos de las curvas de calentamiento se obtuvieron mediante el uso de una tarjeta NI cDAQ-9172 conectada a un termopar del tipo K (Figura 3.4). Dicho termopar se introdujo en un orificio hecho previamente a una de las muestras.



Figura 3.4. Registro de las curvas de calentamiento.

La parte experimental correspondiente a metalografía y estudios de textura y microtextura se realizaron en las instalaciones del departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería de la Facultad de Ingeniería de la Universidad de Gante, Bélgica.

3.4 Metalografía

Las muestras fueron desbastadas mediante pulido manual utilizando una pulidora Struers LaboPol-5 (Figura 3.5); la secuencia de lijas utilizada fue la siguiente: 220, 320, 600 y 1200; por un período de 2.5 minutos cada una. Para el pulido se utilizó, en su respectivo orden y por un período de 3.5 minutos cada uno: suspensión de diamante DiaPro Mol de 3 μm en un paño MD-Mol, suspensión de diamante DiaPro Nap de 1 μm en un paño MD-Nap y suspensión coloidal de sílica OP-U de 0.3 μm en un paño MD-Chem. Paños y suspensiones de Struers.



Figura 3.5. Pulidora Struers LaboPol-5.

Para revelar la microestructura se realizó un electroataque utilizando una electropulidora Struers LectroPol-5. El ataque se realizó con una solución de ácido oxálico al 10%, a 3 V durante 15 segundos.



Figura 3.6. Electropulidora Struers LectroPol-5.

3.5 Microdureza

Se realizaron ensayos de microdureza Vickersa las 5 muestras, aplicando una carga de 1.92 N durante 15 segundos. Para este ensayo se utilizó un Micro Hardness Tester SHIMADZU (Figura 3.7).



Figura 3.7. Microdurómetro SHIMADZU.

Se realizaron 20 indentaciones a cada muestra. En la muestra laminada y en la tratada a 1040 °C durante 3 horas, se realizaron 10 indentaciones en zonas

deformadas y 10 más en las zonas sin deformación. En las otras muestras el ensayo fue aleatorio.

3.6 Textura por DRX

El análisis de textura se llevó a cabo en dos etapas: en la primera se determinaron los picos de difracción de la muestra corriendo el análisis en un difractómetro Siemens Diffraktometer D5000 (Figura 3.8), de 10° a $110^\circ 2\theta$; en la segunda etapa se corrió un análisis de textura por difracción de rayos X en un difractómetro Siemens Diffraktometer D5000 (Figura 3.9) con un goniómetro acoplado, basado en los picos y planos de difracción anteriormente determinados. Los resultados se analizaron mediante el software MTM-HFM versión 2 para reproducir las figuras de polo y las FDO.



Figura 3.8. Difractómetro Siemens Diffraktometer D5000. Laboratorio de Materiales de la Universidad de Gante en Bélgica.

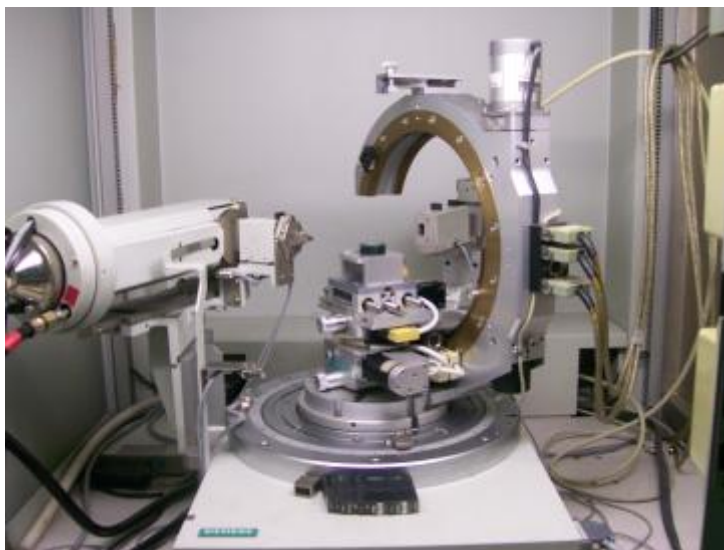


Figura 3.9. Difractómetro Siemens Diffraktometer D5000 para determinación de textura. Laboratorio de Materiales de la Universidad de Gante en Bélgica.

Para los análisis tanto de difracción como de textura por rayos X las muestras fueron montadas en baquelita. Posteriormente, fueron desbastadas con una pulidora automática Struers Abrapol (Figura 3.10) aplicando una fuerza de 5 N, usando la siguiente secuencia de lijas: 120, 220, 600 y 1200; por un período de 2.5 minutos cada una. Para el pulido se utilizó, en su respectivo orden y por un período de 3.5 minutos cada uno: suspensión de diamante DiaPro Mol de 3 μm en un paño MD-Mol, suspensión de diamante DiaPro Nap de 1 μm en un paño MD-Nap y suspensión coloidal de silica OP-U de 0.3 μm en un paño MD-Chem.



Figura 3.10. Pulidora automática Struers Abrapol. Laboratorio de Materiales de la Universidad de Gante en Bélgica.

3.7 Microtextura por EBSD

El análisis de microtextura por la técnica de EBSD requiere de una preparación cuidadosa de las muestras. Existen varias técnicas de preparación que prometen la obtención de resultados favorables, los cuales se determinan en base a la nitidez de los patrones de Kikuchi obtenidos; sin embargo, estos resultados dependen en gran medida del material a estudiar y del equipo y consumibles utilizados.

Con el fin de obtener una buena calidad en los patrones de Kikuchi se realizaron varias técnicas de preparación. En general, se trató con una combinación de técnicas como: pulido manual, pulido automático y electropulido; así como de reactivos y consumibles. La Tabla 3.2 muestra las combinaciones realizadas.

TABLA 3.2. Métodos de preparación para el análisis de las muestras.

	M- 1	M- 2	M- 3	M- 4	M- 5	M- 6	M- 7
Pulido manual	*	*	*	*			
Pulido automático					*	*	*
Electropulido			*	*		*	
Desbaste lija # 120	*	*	*	*			*
Desbaste lija # 220	*	*	*	*	*	*	*
Desbaste lija # 320	*	*	*	*	*	*	
Desbaste lija # 600	*	*	*	*			*
Desbaste lija # 800	*	*	*	*	*	*	
Desbaste lija # 1200	*	*	*	*	*	*	*
Alúmina 0.3 micras	*	*	*	*	*	*	
Alúmina 0.1 micras	*						
DiaPro Mol 3 micras Paño MD-Mol							*
DiaPro Nap 1 micras Paño MD-Nap							*
OP-U 0.3 micras Paño MD-Chem							*
Electropulido, H ₂ SO ₄ , 30%			*			*	
Electropulido, HNO ₃ , 50%				*			

El desbaste de las muestras tomó tiempos desde 15 segundos hasta 2.5 minutos. El tiempo de pulido final varió conforme a los resultados, aumentándolo hasta lograr patrones aceptables; tomando como mínimo 15 minutos hasta un máximo de 1 hora [27].

Una vez concluida la preparación superficial, la probeta se colocó en el portamuestras (se pegaron con pintura de plata para el caso de las muestras no montadas) y se procedió a introducirlas en el SEM Philips XL 30 ESEM (Figura 3.11). Una vez enfocadas y habiendo configurando los parámetros (distancia de trabajo, magnificación, contraste, brillo, etc.) se procedió a inclinar la muestra 70° [27]. Se encendió la cámara de EBSD TSL OIM (Figura 3.11) y se introdujo en el SEM.



Figura 3.11. SEM Philips XL 30 ESEM. Se indica la cámara EBSD TSL OIM.
Laboratorio de Materiales de la Universidad de Gante en Bélgica.

Nuevamente se configuraron los parámetros para poder observar los patrones de Kikuchi (contraste, brillo, background, etc.), si estos resultaban satisfactorios, se procedía a configurar el análisis de la muestra (fases a buscar, tamaño del barrido, distancia entre puntos, etc.). La recolección de los datos se realizó mediante el software OIM Data Collection.

Se analizaron en total 5 muestras, cada una de ellas en el centro y en las orillas, en dirección transversal al laminado. Los resultados obtenidos se analizaron mediante el software OIM Data Analysis, basándonos en los manuales del mismo [28,29].

CAPÍTULO 4

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En el presente capítulo se presentan los resultados obtenidos mediante las diferentes técnicas de preparación y caracterización de las muestras de acero inoxidable austenítico AISI 310 utilizadas para determinar la orientación cristalográfica.

Los resultados obtenidos muestran una dependencia en la evolución de las fibras y componentes de textura con los tratamientos térmicos a los cuales fueron sometidas las muestras.

4.1 Tratamientos térmicos

Las curvas de calentamiento de los cuatro diferentes tratamientos térmicos de solubilizado a los que se sometieron las muestras se muestran en la Figura 4.1.

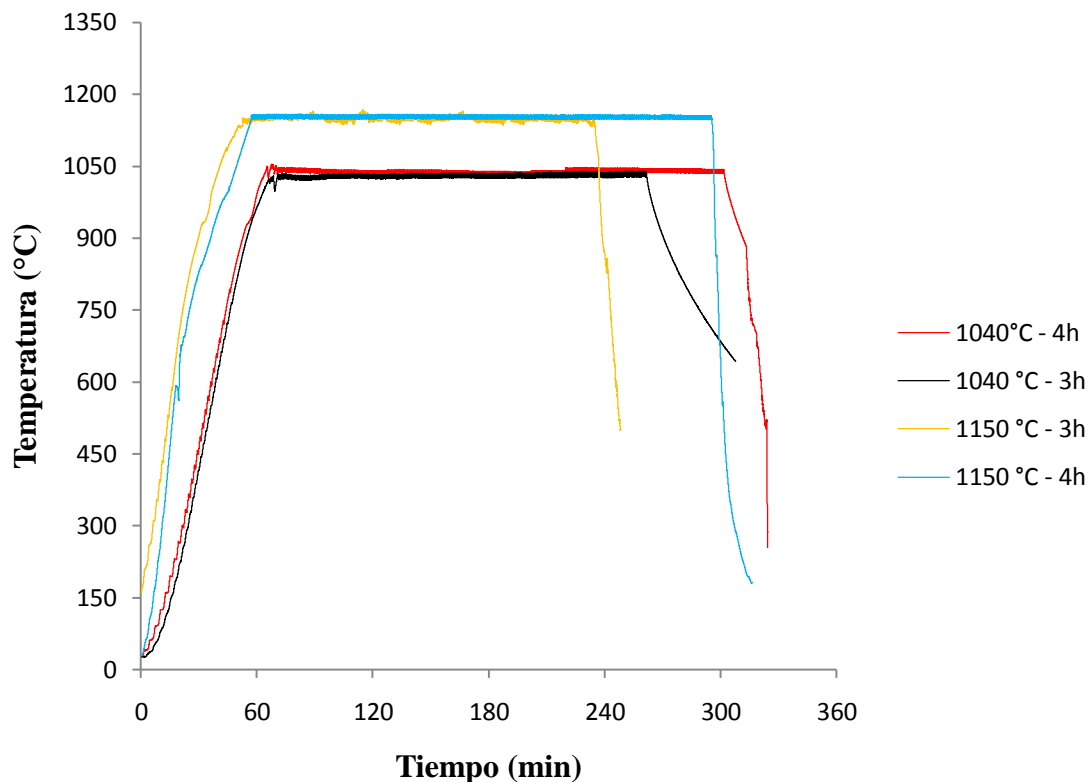


Figura 4.1. Curvas de calentamiento de los tratamientos realizados a la muestra de acero inoxidable AISI 310.

En general, el tiempo en alcanzar la temperatura deseada tuvo una duración de poco menos de 60 minutos, ya que se trabajó con un horno convencional; sin embargo, se logró controlar muy bien dicha temperatura por el tiempo requerido. Como se observa en las curvas, la caída de temperatura al final del tratamiento fue muy rápida, debido a que al terminar los tratamientos las muestras se sacaron del horno para enfriarse al aire.

4.2 Metalografía

Se determinaron las zonas a estudiar mediante el análisis microestructural de las muestras; debido a que los materiales laminados presentan una microestructura con granos alargados en los extremos (superficie de laminación) y una microestructura sin deformar al centro, por lo

que fue necesario examinar ambas zonas para obtener una estadística más representativa de la orientación del material.

La muestra laminada resultó tener una distribución granular similar en el centro (Figura 4.2a) y en los extremos (Figura 4.2b), por lo que se decidió realizar los barridos para la determinación de textura y microtextura sobre toda la superficie de la muestra, en dirección transversal al laminado.

Además, se observó que el material después del proceso de conformado termina con una microestructura muy heterogénea con crecimiento anormal de grano, deformación localizada y maclado.

Las muestras tratadas térmicamente también presentaron una microestructura similar al centro y en los extremos. La muestra tratada a 1040 °C por 3 horas no presentó cambios significativos en su microestructura (Figura 4.3), mientras que, para la misma temperatura pero durante 4 horas se observó un ligero aumento en el tamaño de grano y una disminución de las zonas con deformación (Figura 4.4).

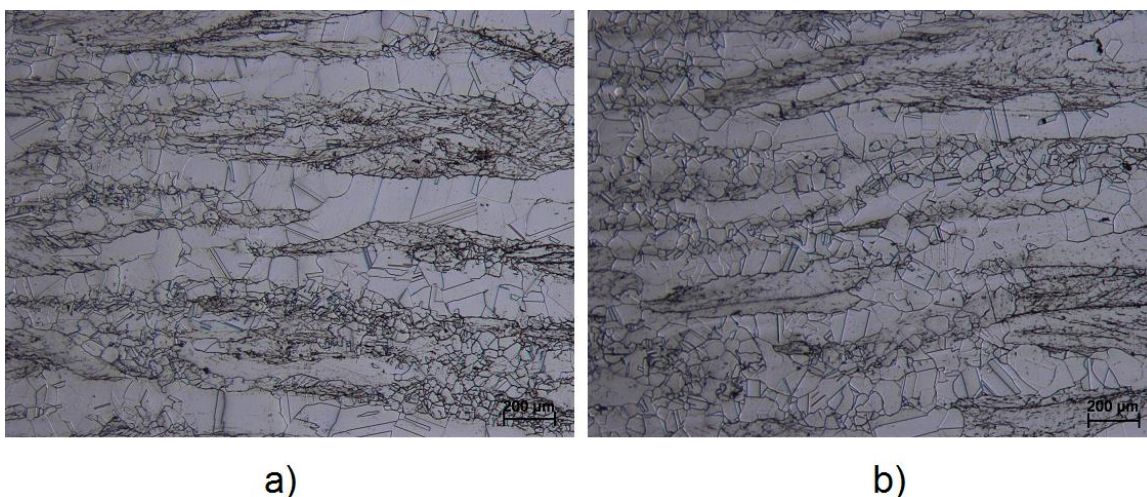


Figura 4.2. Metalografía del a) centro y b) extremo de la muestra laminada sin tratamientos térmicos.

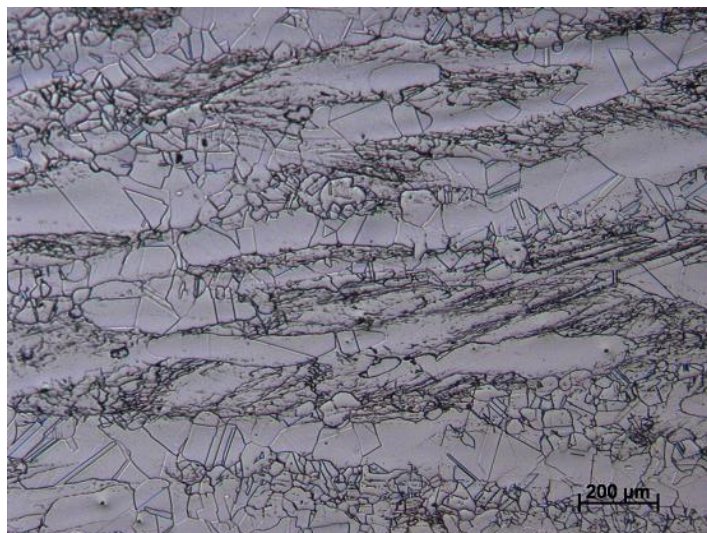


Figura 4.3. Microestructura de la muestra tratada a 1040 °C durante 3 horas.

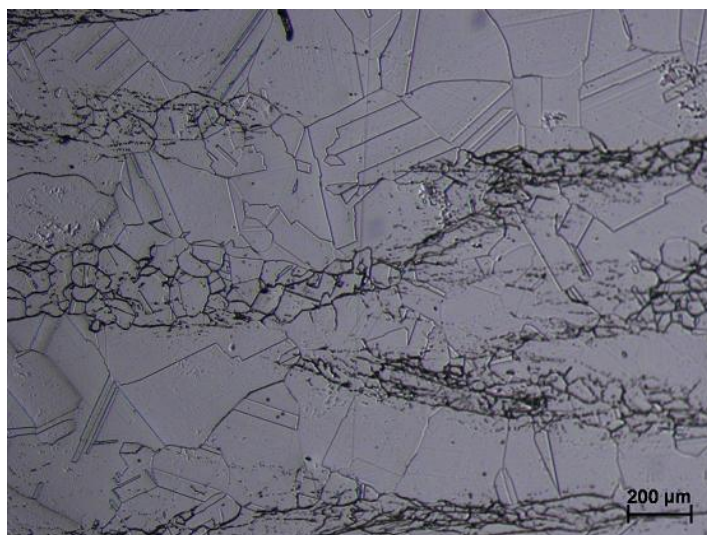


Figura 4.4. Microestructura de la muestra tratada a 1040 °C durante 4 horas.

En las muestras tratadas a 1150 °C durante 3 y 4 horas (Figuras 4.5 y 4.6, respectivamente) se observó una recrystalización completa; sin embargo, se obtuvo un tamaño de grano demasiado grande lo que desfavorece las propiedades mecánicas del material.

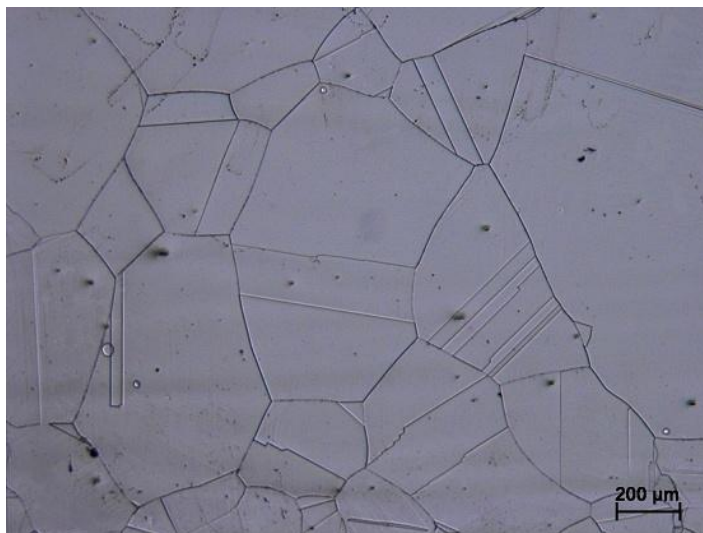


Figura 4.5. Microestructura de la muestra tratada a 1150 °C durante 3 horas.

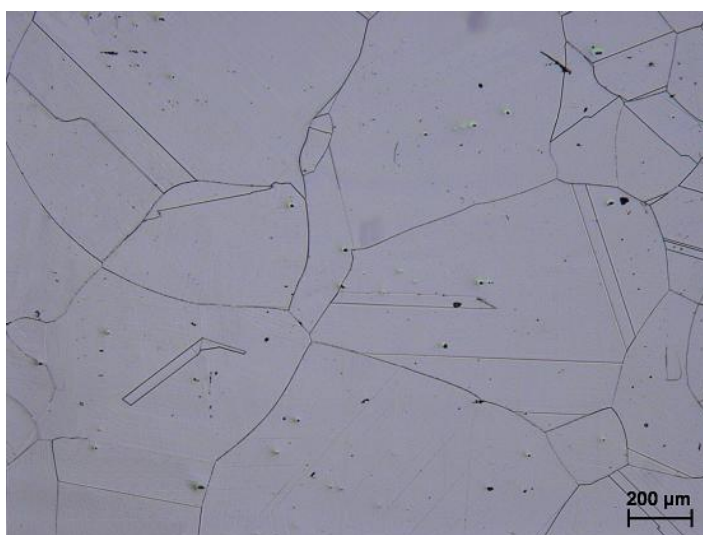


Figura 4.6. Microestructura de la muestra tratada a 1150 °C durante 4 horas.

El tamaño de grano promedio obtenido en cada muestra se presenta en la Tabla 4.1, de acuerdo a la norma ASTM E: 112 – 96 [30].

TABLA 4.1. Tamaño de grano promedio. Norma ASTM E: 112 – 96.

Muestra	Tamaño ASTM promedio	Tamaño (mm ²) promedio
Laminada	3.5	0.0114
TT a 1040 °C / 3 h	2.5	0.0228
TT a 1040 °C / 4 h	1.5	0.0456
TT a 1150 °C / 3 h	M-12.5	0.225
TT a 1150 °C / 4 h	M-11.5	0.445

4.3 Microdureza

Los resultados del ensayo de microdureza se muestran en la Figura 4.7, puede observarse una disminución en los valores de HV al eliminarse las zonas con deformación localizada; en las muestras tratadas a 1040 °C por 4 horas y las tratadas a 1150 °C por 3 y 4 horas el cambio fue mínimo.

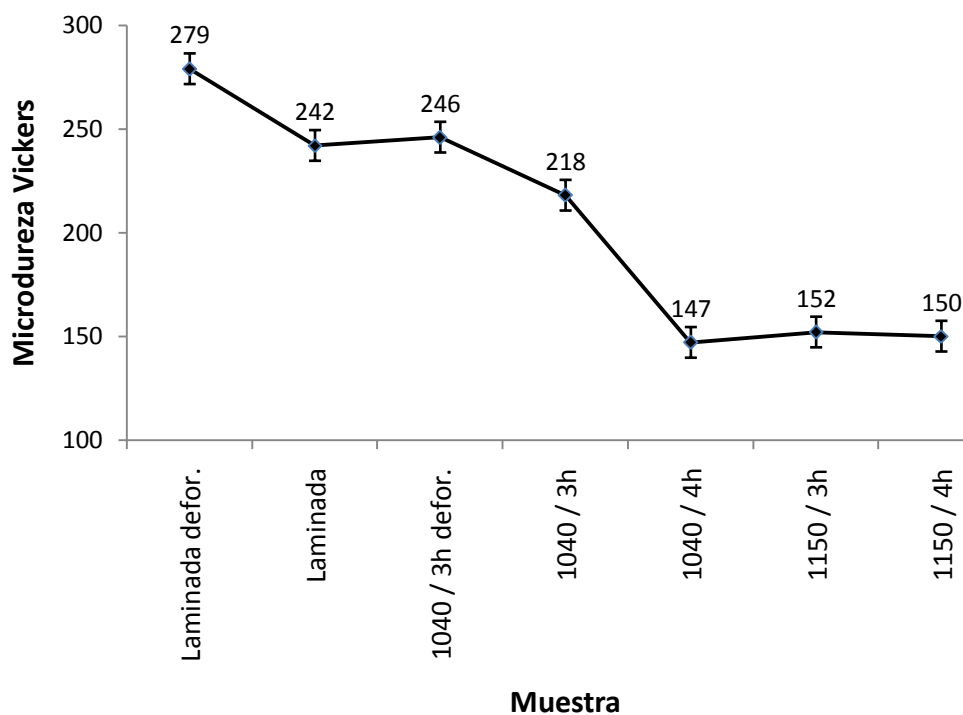


Figura 4.7. Resultados del ensayo de microdureza Vickers.

Para la muestra laminada y la tratada a 1040 °C se realizó el ensayo en la zona no deformada y en la deformada, obteniendo los valores más altos de HV en esta última.

Los valores obtenidos en los ensayos y la media de los mismos se encuentran en el apéndice C.

4.4 Textura por DRX

Se obtuvo la FDO para cuatro muestras, en estas se observó la presencia de las orientaciones y fibras características para los metales con estructura fcc sometidos al proceso de laminación. Estas familias de planos y direcciones se muestran en la tabla 4.2.

TABLA 4.2. Componentes de textura en metales fcc laminados.

Componente, símbolo	{hkl}	<uvw>	ϕ_1	Φ	ϕ_2
Cobre, C	112	$11\bar{1}$	90	35	45
Azufre, S	123	$63\bar{4}$	59	37	63
Goss, G	011	100	0	45	90
Latón, B	011	$1\bar{1}2$	35	45	90
Dillamore, D	4,4,11	11,11,8	90	27	45
Cúbica	001	100	0	0	0

En la figura 4.8 se presentan segmentos de la FDO a $\phi_2 = 0^\circ$ y 45° de la muestra laminada, en ellas se observa la presencia de las componentes cobre, goss y latón representativas de este material. La representación de los cortes de FDO (Apéndice A) muestra la presencia, en menor medida, de otras componentes. La intensidad más alta encontrada corresponde a las componentes latón y azufre, ambas comprendidas dentro de la fibra- β (Figura 4.12).

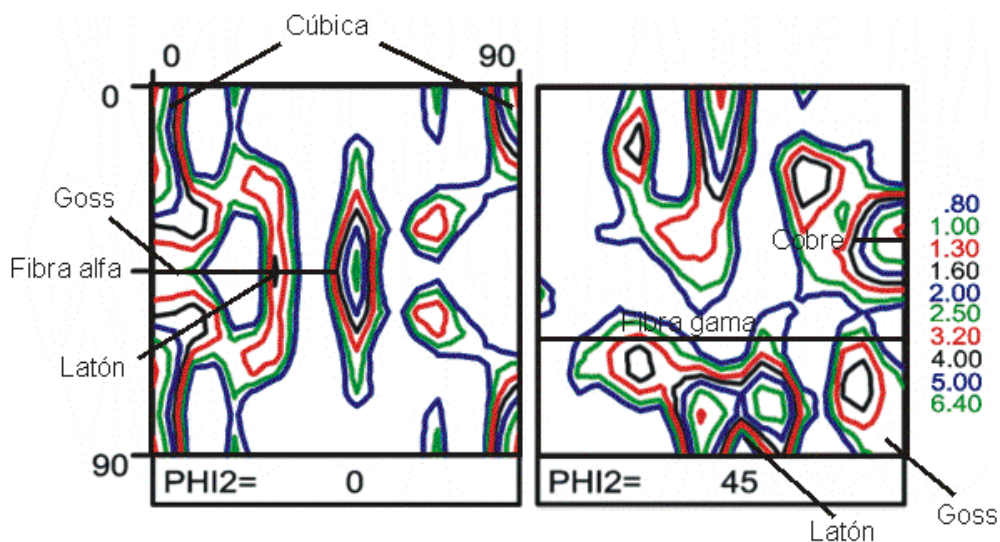


Figura 4.8. FDO a $\phi_2 = 0^\circ$ y 45° de la muestra laminada.

La FDO de la muestra tratada a 1040°C durante 3 horas (Figura 4.9) resultó muy similar a la de la muestra laminada; se encontraron las mismas componentes de textura con pocas diferencias en la intensidad de las mismas.

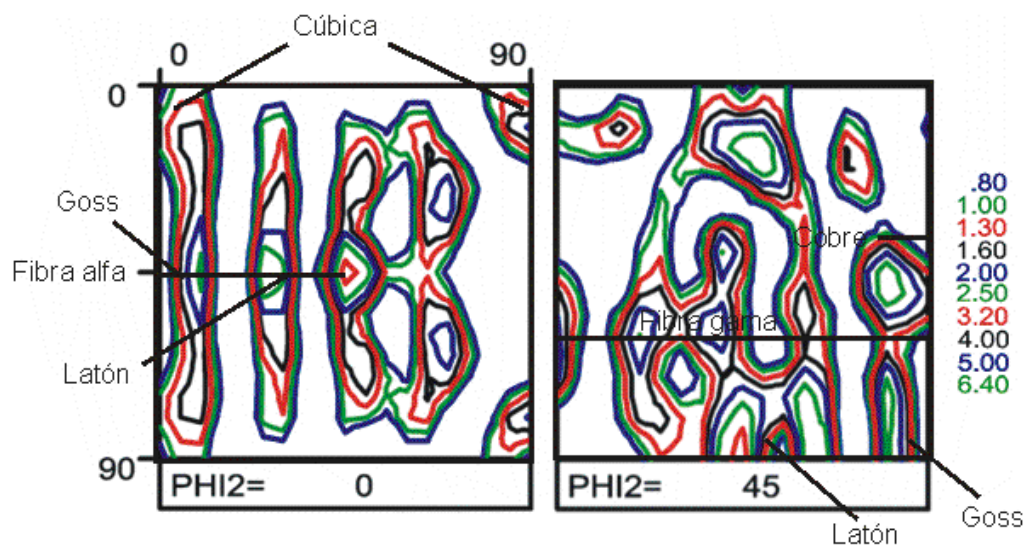


Figura 4.9. FDO a $\phi_2 = 0^\circ$ y 45° de la muestra tratada a 1040°C por 3 horas.

Con el incremento en el tiempo de solubilizado se observaron cambios significativos en las componentes de textura, hubo un aumento considerable en la intensidad de las componentes azufre y latón, así como una disminución de las componentes cobre y cúbica. Además, se pudo observar la presencia de la fibra- γ a $\phi_2 = 45^\circ$ (Figura 4.10).

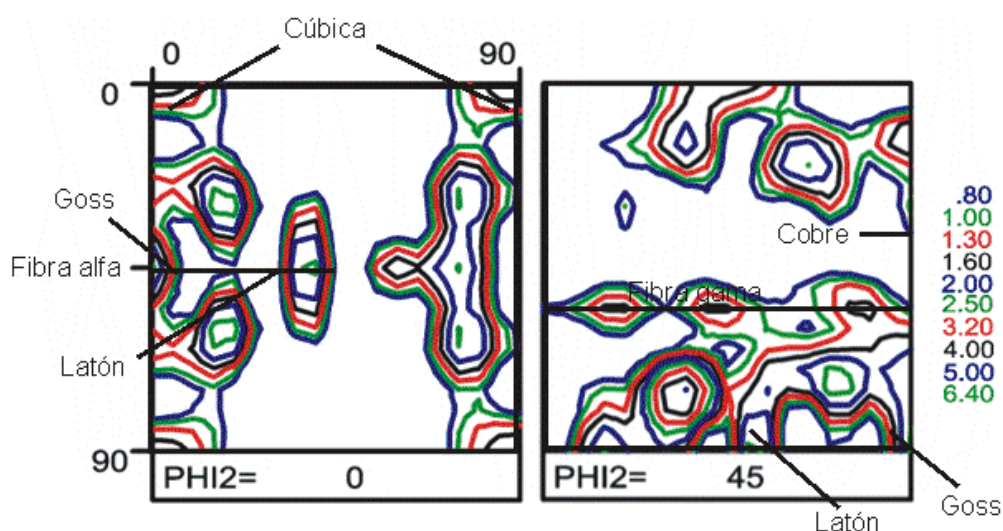


Figura 4.10. FDO a $\phi_2 = 0^\circ$ y 45° de la muestra tratada a 1040°C por 4 horas.

Con la temperatura y tiempo máximos de solubilizado se obtuvieron las intensidades más altas para la componentes azufre y latón, siendo éstas las componentes mayoritarias de textura en todas las muestras.

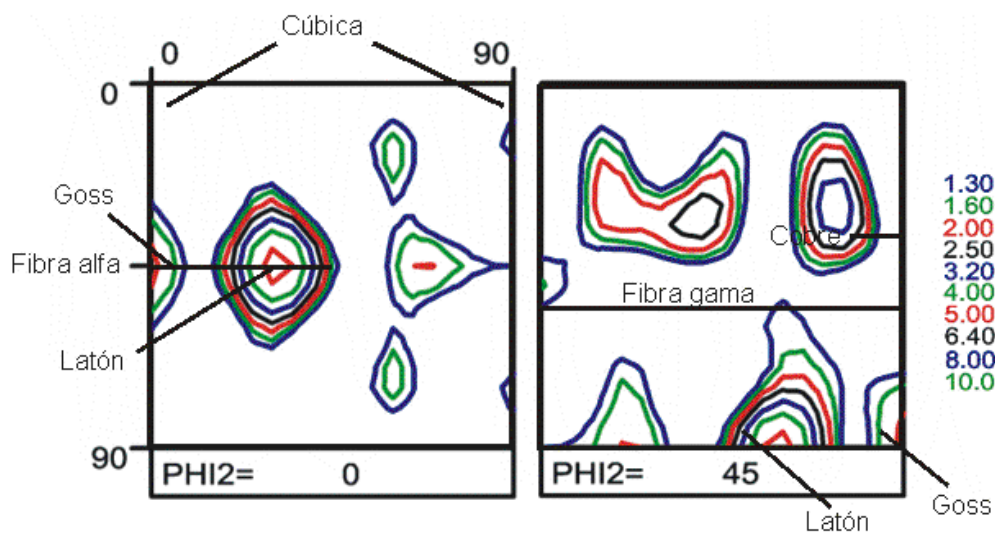


Figura 4.11. FDO a $\phi_2 = 0^\circ$ y 45° de la muestra tratada a 1150 °C por 4 horas.

La evolución de estas componentes de textura dentro de la fibra- β a lo largo de los tratamientos térmicos puede observarse en la figura 4.12.

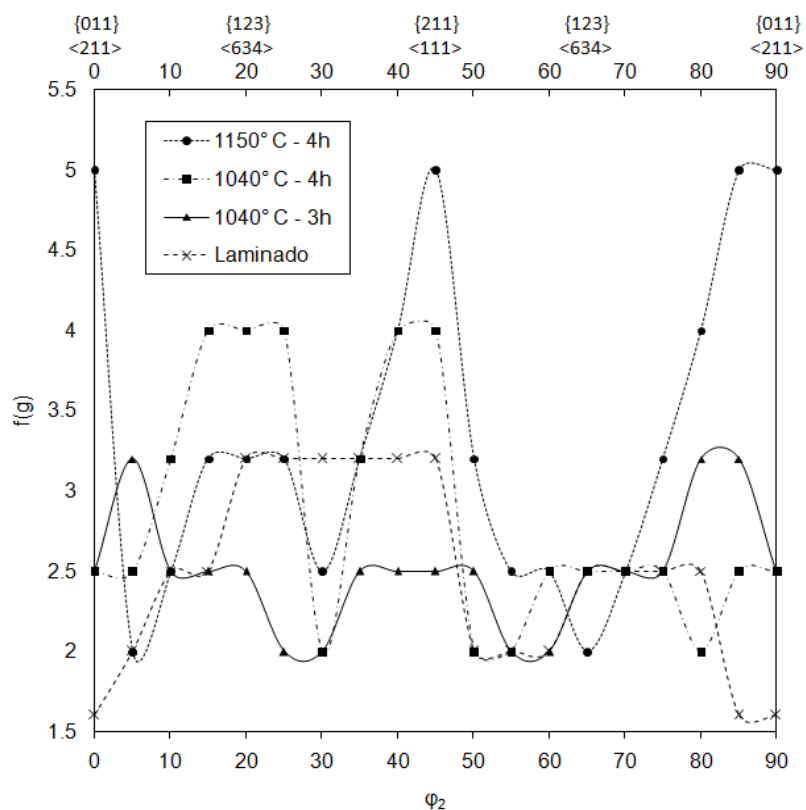


Figura 4.12. Evolución de la fibra- β a lo largo de los tratamientos térmicos.

4.5 Microtextura por EBSD

El análisis de EBSD se realizó cubriendo un área de 96 mm² de la superficie transversal al laminado de cada una de las muestras; realizando los barridos en diferentes zonas de las mismas.

A continuación se muestran los mapas de orientación como figura inversa de polos, que representa las direcciones (paralelas a la dirección de laminación) en las cuales están orientados los granos; usando una escala de colores arbitrarios para identificarlas. A su vez, se presentan imágenes con análisis de frontera de grano, a fin de observar el grado de deformación presente en las muestras.

En el mapa de orientaciones de la muestra laminada (Figura 4.12a) se observan granos pequeños de coloración bien definida; además, se aprecian granos con crecimiento anormal los cuales presentan diferentes tonalidades que indican la presencia de distintas orientaciones dentro del mismo, producto de las numerosas dislocaciones y subestructuras producidas en la deformación. En la figura 4.12b se observan zonas con una gran concentración de fronteras de ángulo bajo dentro de estos granos, lo que indica una gran deformación localizada.

El análisis cuantitativo de las direcciones presentes se muestra en la Tabla 4.3. En esta etapa del proceso el material resultante exhibe una distribución de orientaciones muy homogénea, no se distingue la preferencia de una orientación en específico.

TABLA 4.3. Porcentaje de las direcciones presentes en la muestra laminada.

Dirección	%
<111>	4.1
<634>	20.2
<100>	13.7
<211>	19.8
<101>	18.7

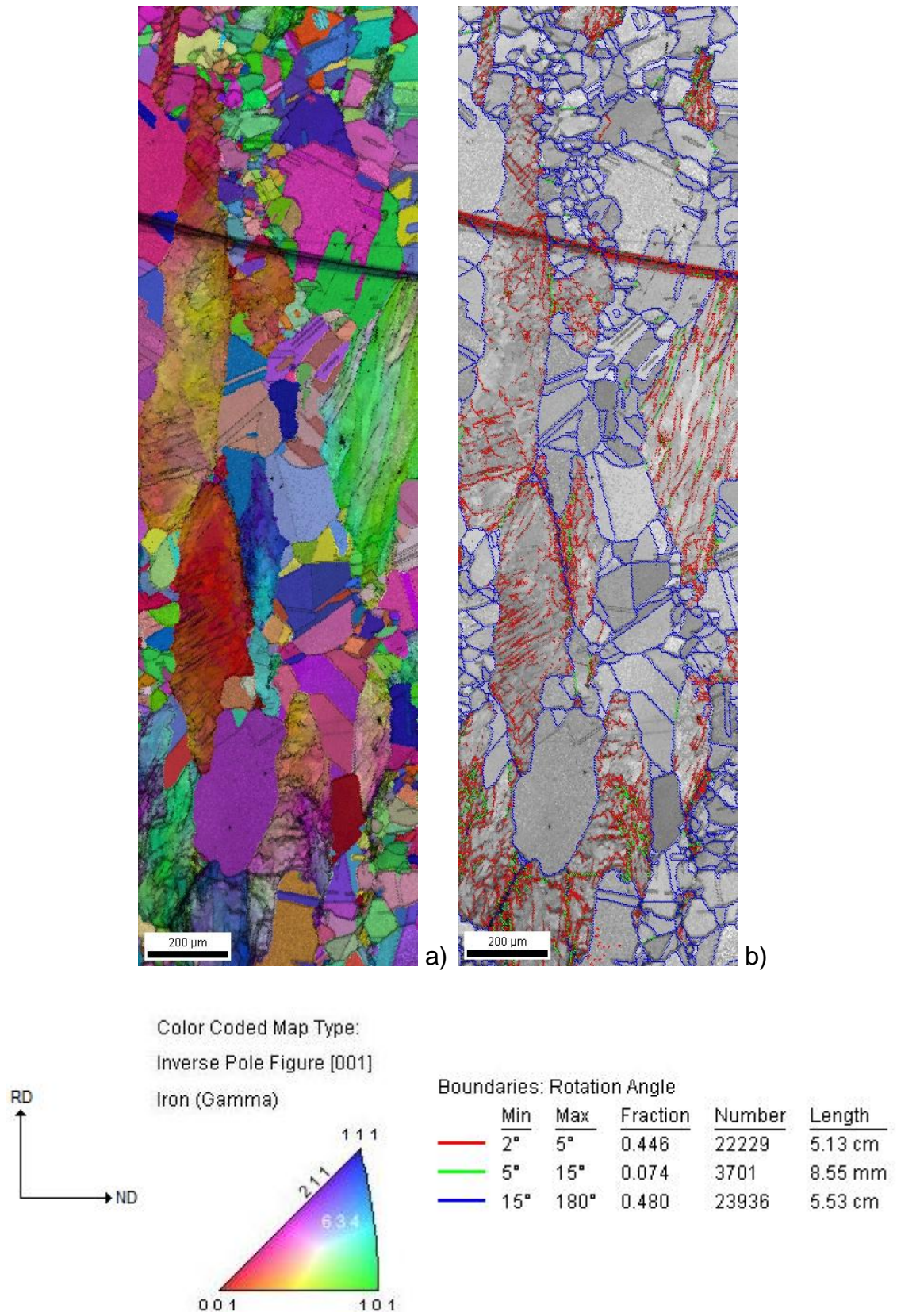


Figura 4.13. a) Mapa de orientaciones de la muestra laminada. b) Mapa de borde de grano.

Los mapas de orientaciones de la muestra tratada a 1040 °C durante 3 horas (Figura 4.13a y 4.14a) resultaron muy similares a los de la muestra laminada. Debido a la recrystalización las zonas con deformación localizada comenzaron a disminuir (Figura 4.13b y 4.14b).

En esta muestra se observó un ligero aumento en la fracción de la dirección <634> (Tabla 4.3).

TABLA 4.4. Porcentaje de las direcciones presentes en la muestra tratada a 1040 °C durante 3 horas.

Dirección	%
<111>	5.1
<634>	28.2
<100>	17.5
<211>	15.1
<101>	15.4

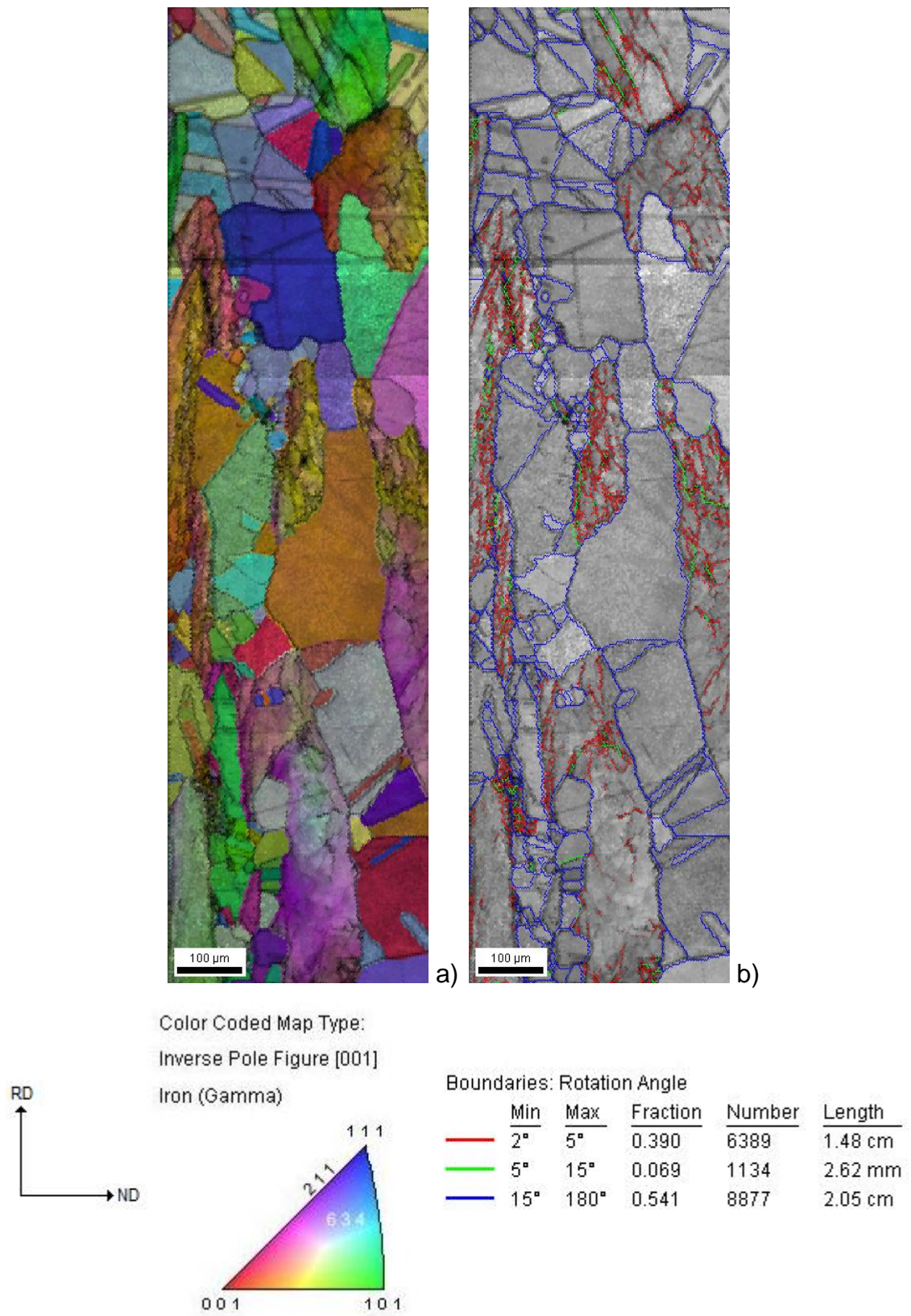


Figura 4.14. a) Mapa de orientaciones de la muestra tratada a 1040 °C durante 3 horas. b) Mapa de borde de grano.

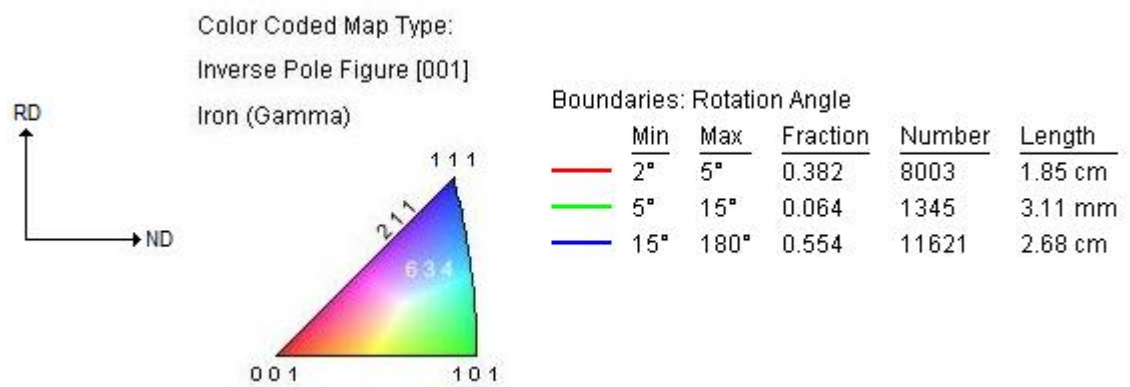
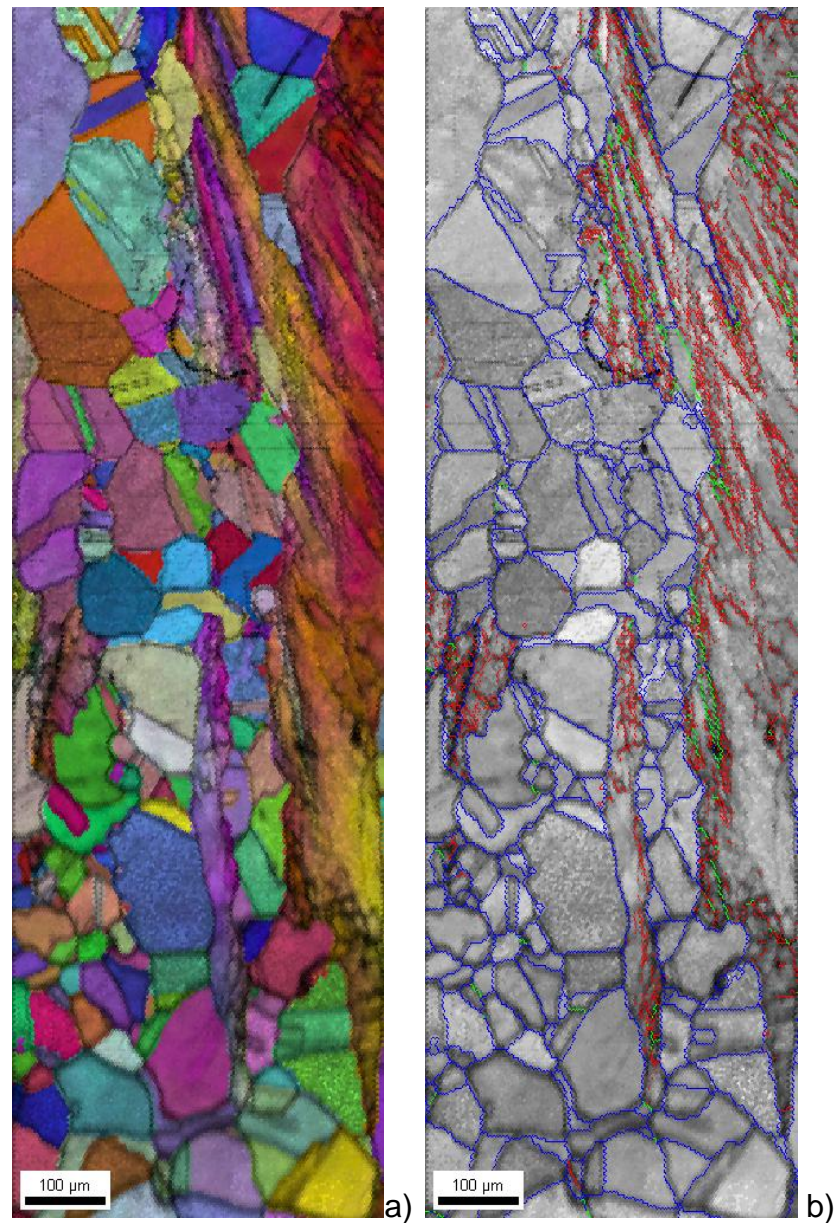


Figura 4.15. a) Mapa de orientaciones de la muestra tratada a 1040 °C durante 3 horas. b) Mapa de borde de grano.

Con el incremento en el tiempo de solubilizado se logró eliminar casi por completo las zonas con deformación localizada, como puede observarse en los mapas de orientación y de frontera de grano (Figuras 4.15 y 4.16). Los granos presentaron una coloración bien definida y un mayor tamaño.

El análisis cuantitativo de las orientaciones (Tabla 4.4) mostró una disminución de las direcciones $\langle 100 \rangle$ y $\langle 211 \rangle$ y un crecimiento considerable de las direcciones $\langle 634 \rangle$ y $\langle 101 \rangle$.

TABLA 4.5. Porcentaje de las direcciones presentes en la muestra tratada a 1040 °C durante 4 horas.

Dirección	%
$\langle 111 \rangle$	0.1
$\langle 634 \rangle$	32.6
$\langle 100 \rangle$	12.0
$\langle 211 \rangle$	14.7
$\langle 101 \rangle$	25.6

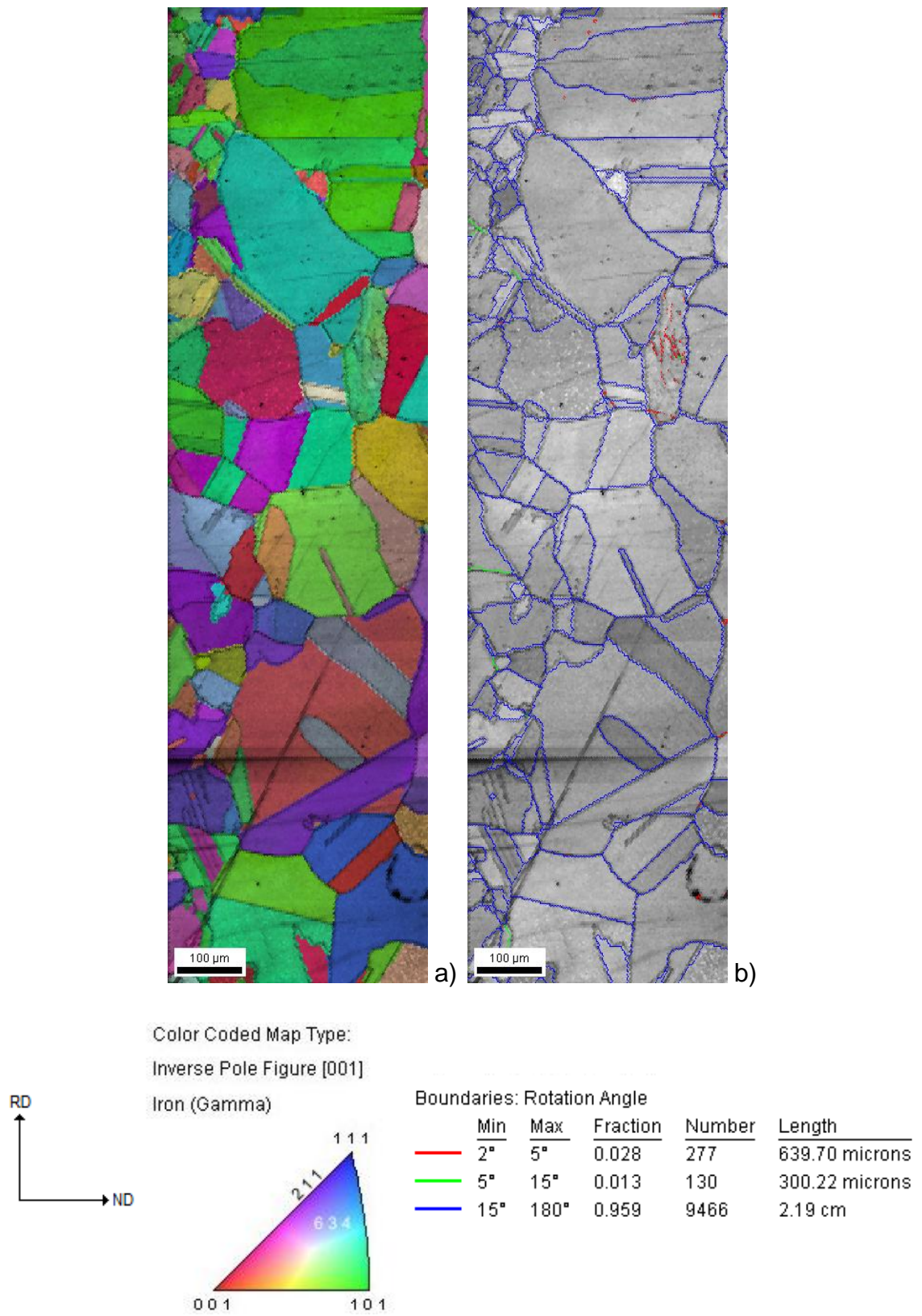


Figura 4.16. a) Mapa de orientaciones de la muestra tratada a 1040 °C durante 4 horas. b) Mapa de borde de grano.

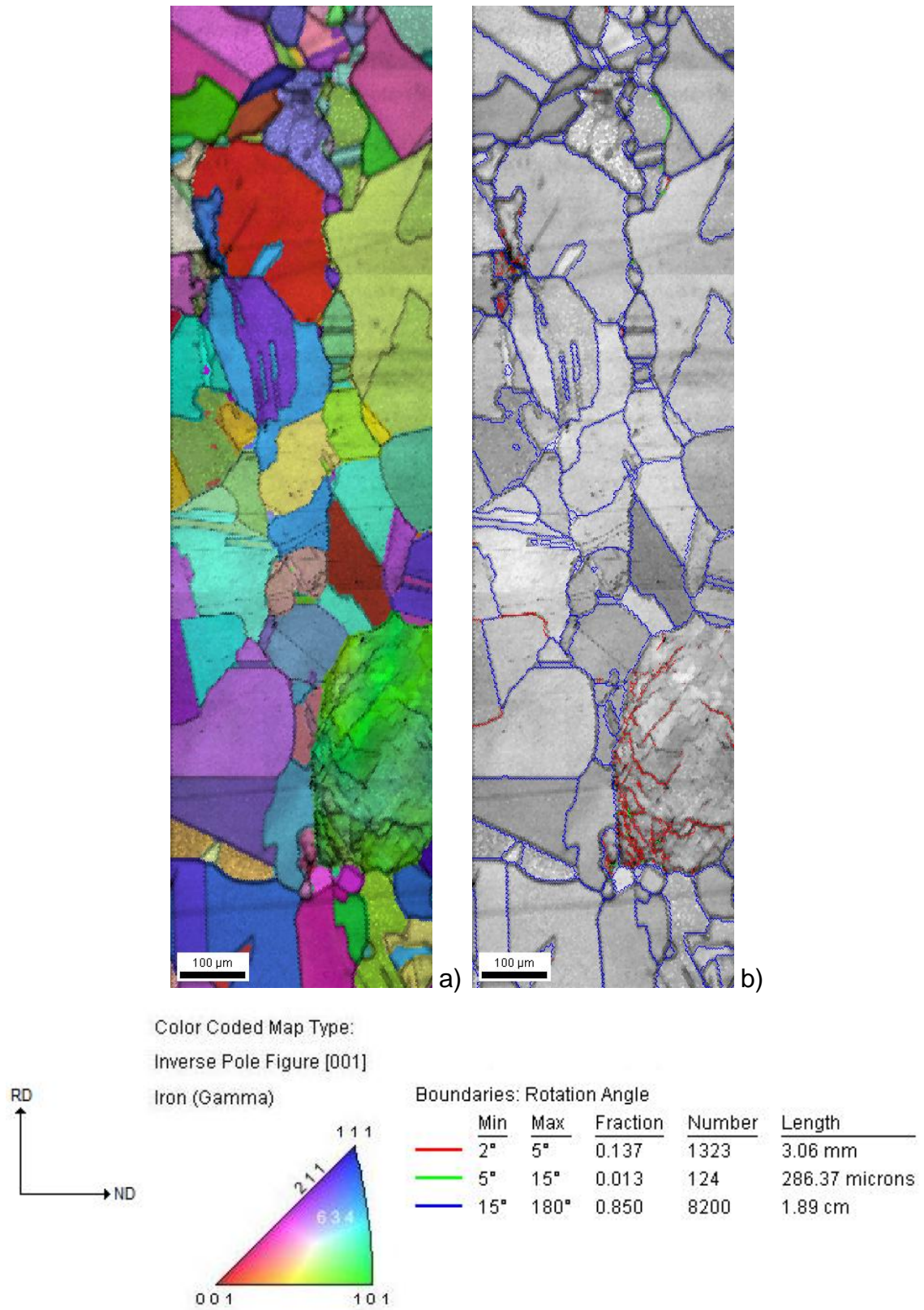


Figura 4.17. a) Mapa de orientaciones de la muestra tratada a 1040 °C durante 4 horas. b) Mapa de borde de grano.

Como se observó en las metalografías, con el aumento en la temperatura de solubilizado se obtuvo una recristalización completa y un crecimiento excesivo de grano. Con esto, se lograron eliminar por completo las zonas de deformación localizada (Figuras 4.17b, d; y 4.18b, d).

Para esta muestra tratada a 1150 °C durante 3 horas, el análisis cuantitativo de las orientaciones (Tabla 4.5) no es del todo representativo, ya que por el tamaño de los granos el área analizada solo alcanzó a cubrir una pequeña cantidad de los mismos.

TABLA 4.6. Porcentaje de las direcciones presentes en la muestra tratada a 1150 °C durante 3 horas.

Dirección	%
<111>	2.7
<634>	11.6
<100>	14.6
<211>	44.0
<101>	6.9

Sin embargo, tanto esta muestra como la tratada a 1150 °C por 4 horas, mostraron cerca del 50% del área orientada en las direcciones <634> y <211>; presentando porcentajes muy pequeños de las demás direcciones.

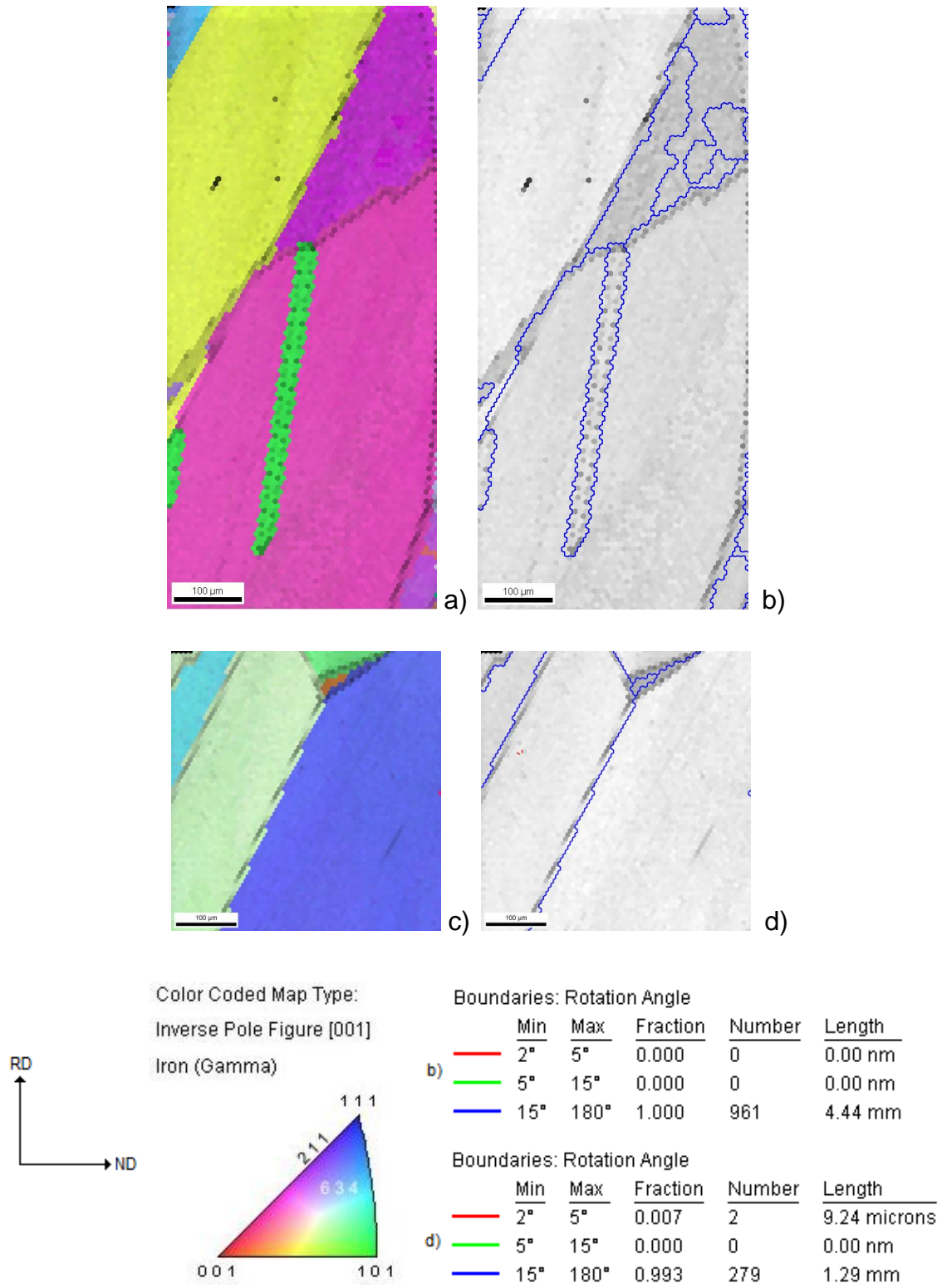


Figura 4.18. a),c) Mapa de orientaciones de la muestra tratada a 1150 °C durante 3 horas. b), d) Mapa de borde de grano.

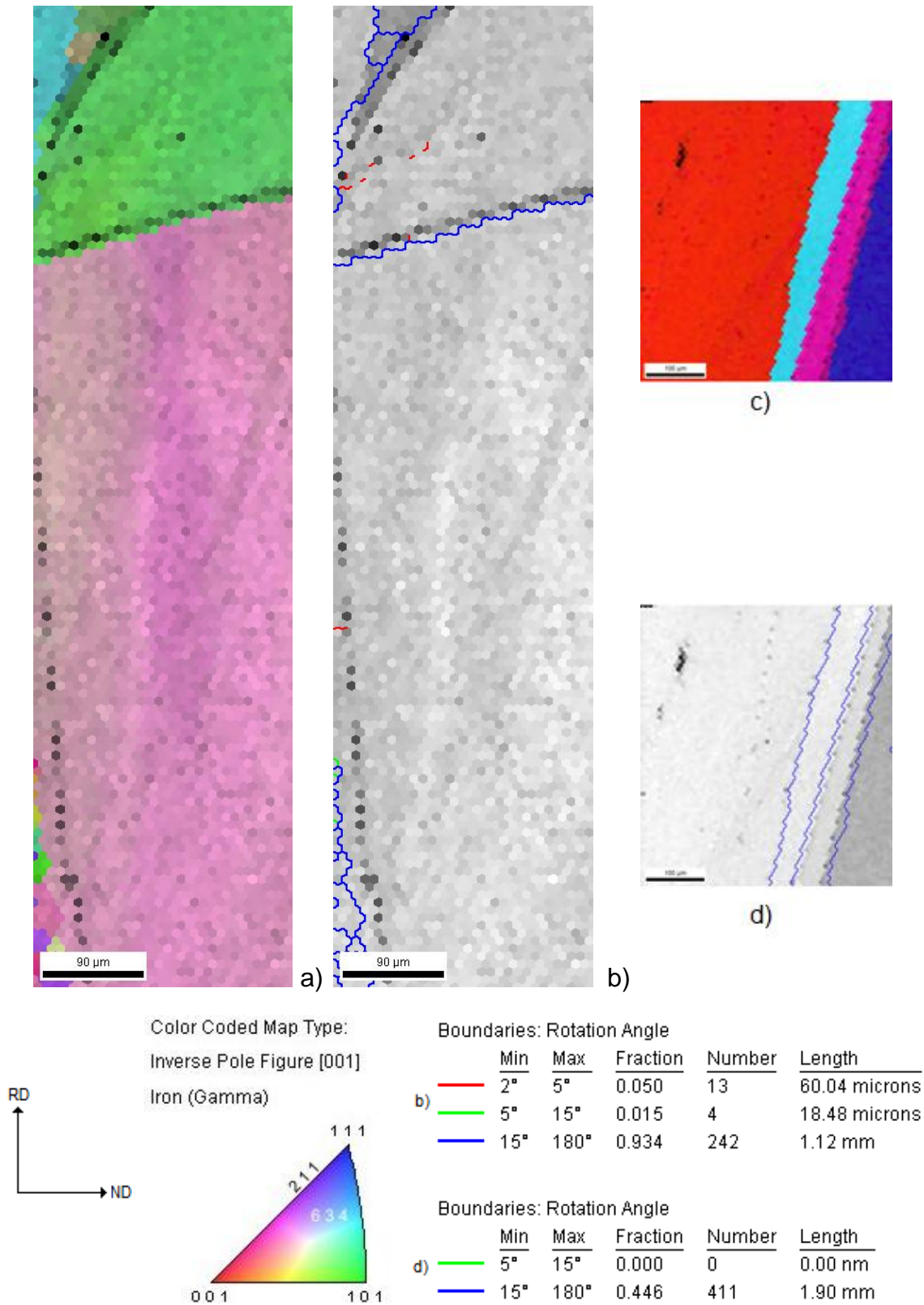


Figura 4.19. a),c) Mapa de orientaciones de la muestra tratada a 1150 °C durante 3 horas. b), d) Mapa de borde de grano.

Con la temperatura y tiempo máximos no se obtuvieron cambios significativos; esta muestra al igual que la anterior, presentó una recristalización completa, se eliminaron las zonas con deformación como puede observarse en los mapas de orientaciones (Figuras 4.19 a,b y 4.20 a) con granos de coloración uniforme y en los mapas de borde de grano (Figuras 4.19 c,d y 4.20 b).

El análisis cuantitativo de las direcciones (Tabla 4.6) mostró una preferencia de casi el 100 % de la muestra orientada en las direcciones $\langle 634 \rangle$ y $\langle 211 \rangle$.

TABLA 4.7. Porcentaje de las direcciones presentes en la muestra tratada a 1150 °C durante 4 horas.

Dirección	%
$\langle 111 \rangle$	0
$\langle 634 \rangle$	47.6
$\langle 100 \rangle$	13.2
$\langle 211 \rangle$	32.8
$\langle 101 \rangle$	0.7

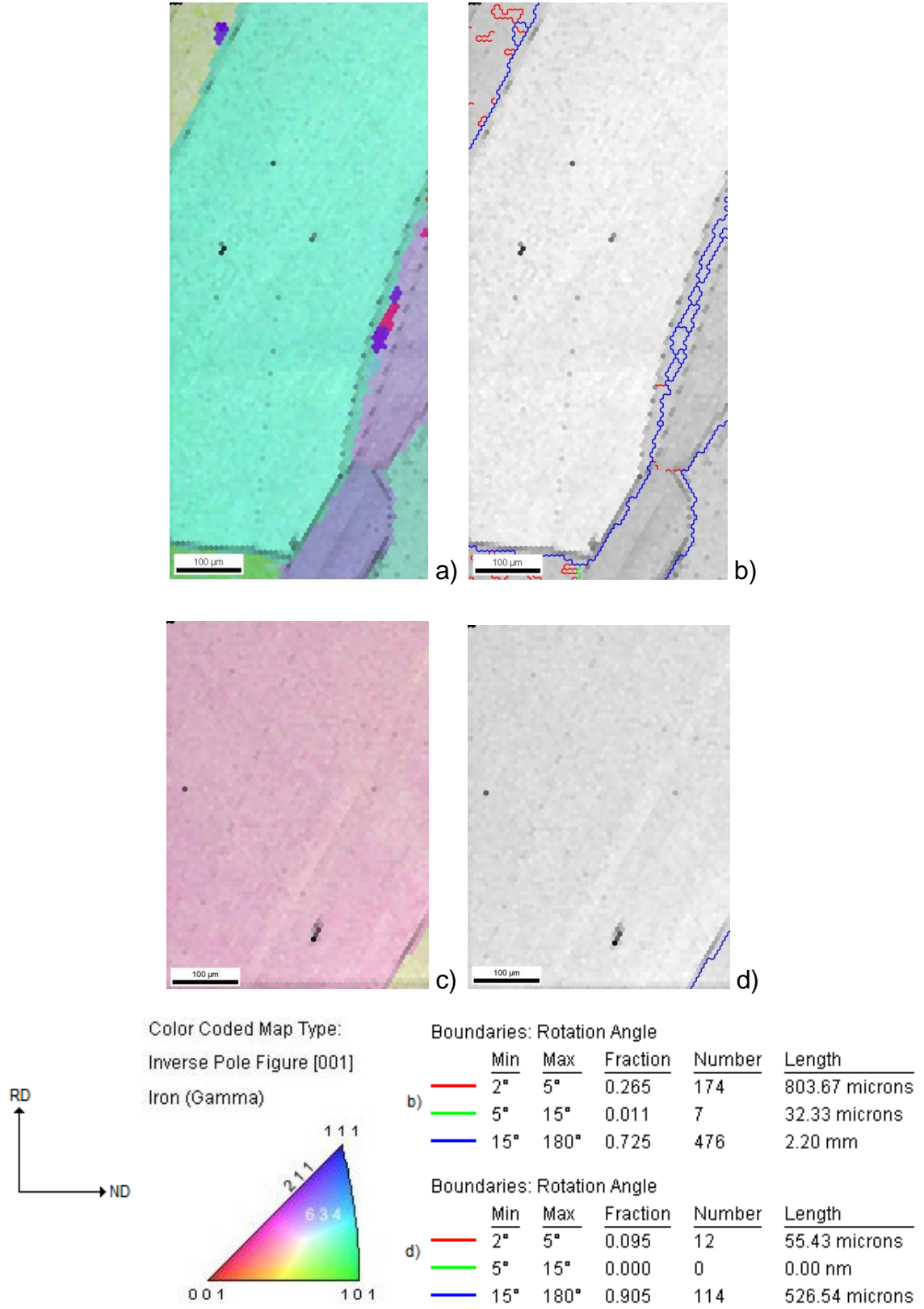


Figura 4.20. a),c) Mapa de orientaciones de la muestra tratada a 1150 °C durante 4 horas. b), d) Mapa de borde de grano.

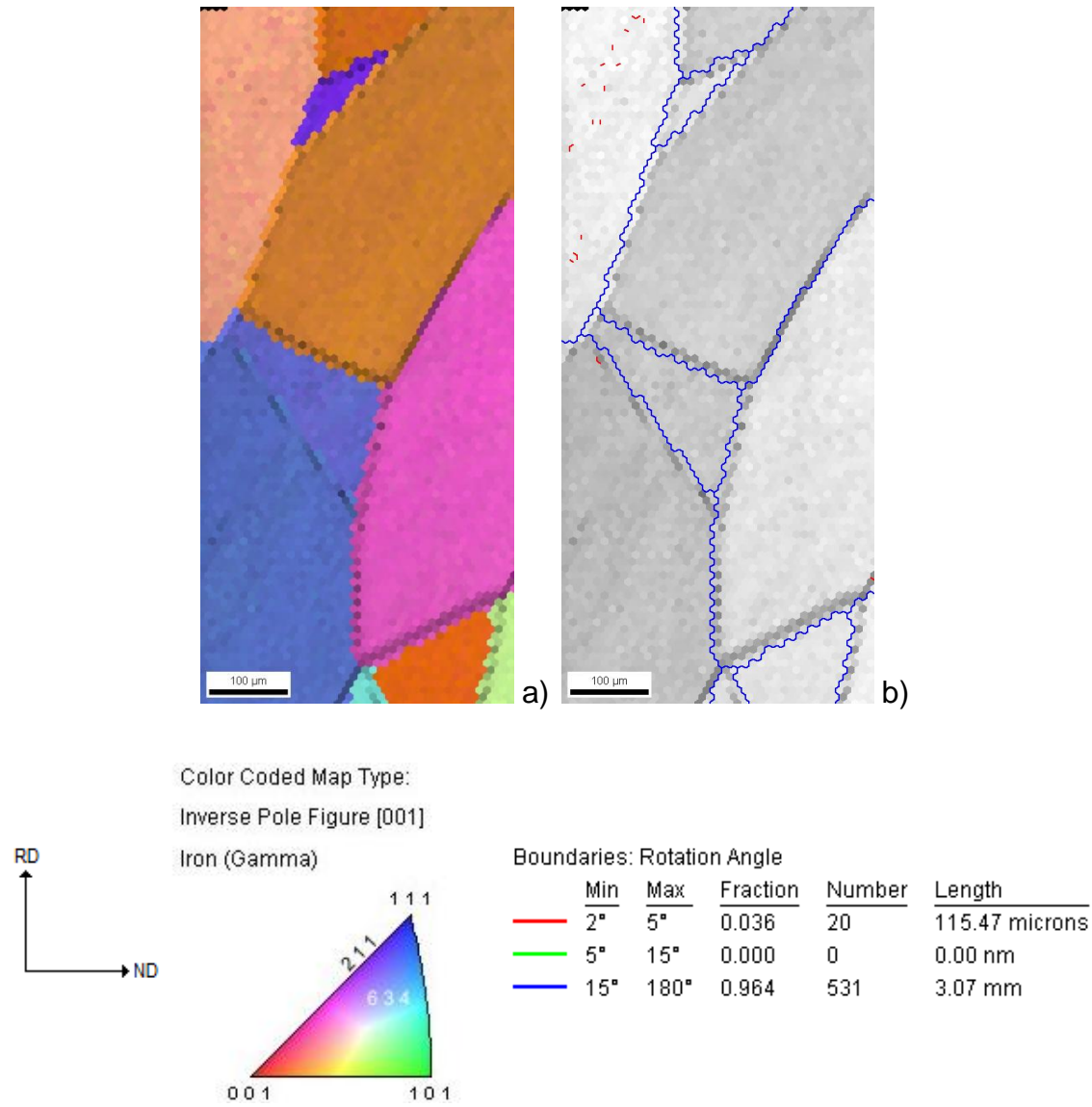


Figura 4.21. a) Mapa de orientaciones de la muestra tratada a 1150 °C durante 4 horas. b) Mapa de borde de grano.

CAPÍTULO 5

CONCLUSIONES Y

RECOMENDACIONES

5.1 Conclusiones

Se logró desarrollar la técnica de preparación de muestras para su análisis por difracción de rayos X para textura, y EBSD para microtextura; obteniendo un promedio de hasta 0.7 en los índices de confiabilidad de los patrones de Kikuchi.

El ensayo de dureza Vickers mostró una disminución en la dureza del material al incrementar la temperatura y tiempo de solubilizado, ya que se eliminaron las zonas con deformación. Las zonas con deformación localizada presentaron valores de dureza un poco más altos que las demás zonas.

Los resultados mostraron una textura homogénea en el material sometido al forjado y laminado en caliente, en la que todas las componentes se presentaron en intensidades y fracciones similares.

Se observó un incremento en la intensidad de las componentes latón $\{110\}\langle 1\bar{1}2\rangle$ y azufre $\{123\}\langle 63\bar{4}\rangle$ a medida que aumentaba el tiempo y temperatura de solubilizado. Esta misma tendencia se observó en los resultados de EBSD, en los cuales el análisis cuantitativo de la fracción total de orientaciones mostró el incremento en la fracción de las direcciones $\langle 634\rangle$ y

$\langle 211 \rangle$, mientras que, las demás direcciones ($\langle 111 \rangle$, $\langle 100 \rangle$ y $\langle 101 \rangle$) no sufrieron cambios significativos con los tratamientos térmicos (Apéndice B). Sin embargo, con el tiempo y temperatura máximos se obtuvieron tamaños de grano de arriba de 1000 μm (M-10.0 [31]), lo cual podría desfavorecer considerablemente las propiedades mecánicas del material.

Con el análisis por EBSD también se pudieron determinar y cuantificar las zonas con deformación localizada, las cuales se encuentran dentro de granos con crecimiento anormal, problema que fue resuelto al aumentar el tiempo y temperatura de solubilizado lo que permitió una recrystalización completa del material.

En general, puede establecerse que el material después del proceso de formado posee una textura del tipo azufre y latón.

El tratamiento térmico a 1040 °C durante 4 horas presentó el mejor conjunto de resultados, obteniéndose los primeros incrementos en las componentes azufre y latón de textura, solución de las zonas con deformación, granulometría homogénea y valores de dureza cercanos a los requerimientos industriales.

5.2 Recomendaciones

Realizar ensayos mecánicos a cada muestra, con el fin de establecer como factor determinante de las propiedades mecánicas en el material, el tamaño de grano o la texturización.

Analizar muestras del material procesado a diferentes temperaturas de deformación para observar si hay una influencia en la orientación cristalográfica del material.

Cuantificar la fracción volumétrica de las componentes de textura en la muestra, analizar su relación con los resultados obtenidos de microtextura y realizar ensayos de tensión y compresión para evaluar el efecto de la orientación en las propiedades mecánicas del material.

REFERENCIAS

- [1] Randle V., Engler O., Introduction to Texture Analysis. Macrotexture, Microtexture & Orientation Mapping. CRC Press. (2000)
- [2] Callister Jr. W. D., Fundamentals of Materials Science and Engineering, 5ª. Ed., John Wiley & Sons, Inc. (2001).
- [3] Askeland D. R., Ciencia e Ingeniería de los Materiales, 3ª. Ed., International Thomson Editores (1998).
- [5] Simetric.co.uk [Consultado el: 1 de febrero de 2010].
http://www.simetric.co.uk/si_metals.htm
- [6] British Stainless Steel Association [Consultado el: 1 de febrero de 2010].
<http://www.bssa.org.uk/topics.php?article=103>
- [7] Centro Nacional para el Desarrollo del Acero Inoxidable, A.C. [Consultado el 1 de febrero de 2010].
<http://www.cendi.org.mx>
- [8] The European Stainless Steel Development Association. [Consultado el 1 de febrero de 2010].
<http://www.euro-inox.org>
- [9] Buehler. [Consultado el: 1 de febrero de 2010]. <http://www.buehler.com>

[10] Serna C., Duarte S., Precipitación de fases intermetálicas de aceros inoxidables dúplex sometidos a tratamientos térmicos a temperaturas de 850° C, *Scientia et Technica* Año XIII, N° 36 (2007) p. 519-524.

[11] Sandmeyer Steel Company. [Consultado el: 1 de febrero de 2010]. <http://www.sandmeyersteel.com>

[12] Maurice Cl. And Driver J.H., Hot rolling textures of f.c.c metals-part 1. Experimental results on Al single and polycrystals. *Acta mater*, Vol. 45 (1997) p. 4627-4638.

[13] Raabe D., Texture and microstructure evolution during cold rolling of a strip cast and of a hot rolled austenitic stainless steel, *Acta mater*, Vol. 45 (1997) p. 1137-1151.

[14] Chowdhury S.G., Datta S., Ravi Kumar B., De P.K.. and Ghosh R.N., Randomization of texture during recrystallization of austenite in a cold rolled metastable austenitic stainless steel, *Materials Science and Engineering*, Vol. A443 (2007) p. 114-119.

[15] George E. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, SI Metric ed., McGraw-Hill. (1988).

[16] Ravi Kumar B. Singh A.K., Das S. and Bhattacharya D.K., Cold rolling texture in AISI 304 stainless steel, *Materials Science and Engineering*, Vol. A364 (2004) p. 132-139.

[17] Ravi Kumar B. Mahato B., Bandyopadhyay N.R. and Bhattacharya D.K., Comparison of rolling texture in low and medium stacking fault energy austenitic stainless steel, *Materials Science and Engineering*, Vol. A394 (2005) p. 296-301.

- [18] El Wahabi M., Gavard L., Cabrera J.M., Prado J.M. and Montheiller F., EBSD study of purity effects during hot working in austenitic stainless steel, *Materials Science and Engineering*, Vol. A393 (2005) p. 83-90.
- [19] Mahajan S., Pande C.S., Imam M.A. and Rath B.B., Formation of annealing twins in f.c.c. crystals, *Acta mater*, Vol. 45 (1997) p. 2633-2638.
- [20] Gertsman V.Y. and Tangri K., Grain boundary distributions, texture and orientation correlations in austenitic stainless steel, *Scripta Metallurgica et Materialia*, Vol. 33 (1995) p. 1037-1042.
- [21] Ravi Kumar B. and Ghosh M., Surface and mid-plane texture evolution in austenite phase of cold rolled austenitic stainless steels, *Materials Science and Engineering*, Vol. A457 (2007) p. 236-245.
- [22] Cruz F. and Caleyó F., Textura cristalográfica, *Revista Mexicana de Física*, Vol. 44 (1998) p. 222-230.
- [23] Kim K.J., Jeong H.T., Shin K.S. and Kim C.W., Texture evolution of rolled AA5052 alloy sheets after annealing, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 187-188 (2007) p. 578-581.
- [24] Leffers T. and Ray R.K., The brass-type texture and its deviation from the copper-type texture, *Progress in Materials Science*, Vol. 54 (2009) p. 351-396.
- [25] Kundu S. and Bhadeshia H.K.D.H., Transformation texture in deformed stainless steel, *Scripta Materialia*, Vol. 55 (2006) p. 779-781.
- [26] Humphreys F.J., Hatherly M., *Recrystallization and related annealing phenomena*. 2^a. Ed., Elsevier. (2004).

[27] Nowell M., Witt R., True B., EBSD Sample Preparation: Techniques, Tips and Tricks, Microscopy Today, (2005) p.44-46.

[28] OIM Users Manual, January 3, 2001 Edition.

[29] OIM DC Users Manual, January 3, 2001 Edition.

[30] ASTM International E: 112 – 96. Standard test methods for determining average grain size. (2004)

[31] Metallography and microstructures of stainless steels and maraging steels, ASM Handbook, ASM International, Vol. 9 (2004) p. 670-700.

[32] Wrought Stainless Steels, Specialty Steels and Heat-Resistant Alloys, Properties and Selection: Irons Steels, and High Performance Alloys, ASM Handbook, ASM International, Vol. 1 (2005).

LISTA DE TABLAS

TABLA 2.1. Composición química correspondiente a las especificaciones de la ASTM A240, especificación estándar para aceros inoxidable al cromo y cromo-níquel.....	25
TABLA 2.2. Propiedades físicas del acero inoxidable austenítico 310.	26
TABLA 2.3. Propiedades mecánicas del acero inoxidable austenítico 310 [11].	27
TABLA 2.4. Dominio fundamental del espacio de Euler en función de la simetría cristalina para una muestra con simetría ortorrómbica (chapa laminada).	51
 TABLA 3.1. Composición de la muestra.	 54
TABLA 3.2. Métodos de preparación para el análisis de las muestras.	62
 TABLA 4.1. Tamaño de grano promedio. Norma ASTM E: 112 – 96.....	 69
TABLA 4.2. Componentes de textura en metales fcc laminados.....	70
TABLA 4.3. Porcentaje de las direcciones presentes en la muestra laminada.	75
TABLA 4.4. Porcentaje de las direcciones presentes en la muestra tratada a 1040 °C durante 3 horas.	77
TABLA 4.5. Porcentaje de las direcciones presentes en la muestra tratada a 1040 °C durante 4 horas.	80
TABLA 4.6. Porcentaje de las direcciones presentes en la muestra tratada a 1150 °C durante 3 horas.	83
TABLA 4.7. Porcentaje de las direcciones presentes en la muestra tratada a 1150 °C durante 4 horas.	86

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1. Diagrama de fases Fe-Fe ₃ C [2].	8
Figura 2.2. Clasificación del acero.	12
Figura 2.3. Efecto de 17% Cr sobre el diagrama de fases Fe-C [3].	17
Figura 2.4. Acero inoxidable ferrítico AISI 409. Ataque con reactivo Vilella. 100x [9].	20
Figura 2.5. Acero inoxidable martensítico AISI 420. Ataque con reactivo Vilella [9].	21
Figura 2.6. Acero inoxidable endurecido por precipitación SAE J467. Ataque electrolítico con NaOH 20%, 3V, 5s [9].	22
Figura 2.7. Acero inoxidable dúplex ASME SFA5.9. Ataque con reactivo de Murakami por 60s a 80 °C [9].	23
Figura 2.8. Acero inoxidable austenítico UNS S30330. Ataque con reactivo Beraha BII [9].	24
Figura 2.9. Esquema de los principales quipos de forja: (a) Martillo de caída libre, (b) Brazo Pitman y (c) Prensa hidráulica [15].	33
Figura 2.10. Deformación homogénea de una parte de trabajo cilíndrica bajo condiciones ideales en una operación de forjado en dado abierto: (1) inicio del proceso con la parte del trabajo a su altura y diámetros originales, (2) compresión parcial y (3) tamaño final [15].	34
Figura 2.11. Forja de anillos.	35
Figura 2.12. Secuencia en el forjado con dado impresor: (1) inmediatamente antes del contacto inicial con la pieza de trabajo en bruto, (2) compresión parcial, (3) cerradura final de los dados, ocasionando la formación de rebaba entre las placas del dado [15].	35
Figura 2.13. Proceso de laminación [15].	36
Figura 2.14. Laminación de anillos. Reducción del espesor e incremento del diámetro: (1) inicio y (2) proceso terminado [15].	38
Figura 2.15. Laminado de anillos.	38
Figura 2.16. Método de reflexión para la determinación de las figuras de polo [1].	43
Figura 2.17. Patrón de Kikuchi del Ni [27].	45
Figura 2.18. Esquema de la formación de los pares de líneas de Kikuchi en el espacio recíproco [1].	46
Figura 2.19. Representación esquemática de los componentes del equipo de SEM-EBSD [1].	48
Figura 2.20. Concepto de formación de figuras de polo. Proyección sobre el plano de referencia de los ejes de la muestra y los planos (100), (010) y (001) de un grano [1].	49
Figura 2.21. a) Textura tipo cobre y b) textura tipo latón.	49
Figura 2.22. Ángulos de Euler [1].	51

Figura 3.1. Sección de anillo del acero inoxidable austenítico AISI 310 de 20 cm de largo.....	54
Figura 3.2. Cortadora Struers Discotom-2 (a) y cortadora Struers Accutom-2 (b).....	55
Figura 3.3. Horno	56
Figura 3.4. Registro de las curvas de calentamiento.	56
Figura 3.5. Pulidora Struers LaboPol-5.....	57
Figura 3.6. Electropulidora Struers LectroPol-5.	58
Figura 3.7. Microdurómetro SHIMADZU.	58
Figura 3.8. Difractómetro Siemens Diffraktometer D5000. Laboratorio de Materiales de la Universidad de Gante en Bélgica.	59
Figura 3.9. Difractómetro Siemens Diffraktometer D5000 para determinación de textura. Laboratorio de Materiales de la Universidad de Gante en Bélgica.....	60
Figura 3.10. Pulidora automática Struers Abrapol. Laboratorio de Materiales de la Universidad de Gante en Bélgica.	61
Figura 3.11. SEM Philips XL 30 ESEM. Se indica la cámara EBSD TSL OIM. Laboratorio de Materiales de la Universidad de Gante en Bélgica.....	63

Figura 4.1. Curvas de calentamiento de los tratamientos realizados a la muestra de acero inoxidable AISI 310.....	65
Figura 4.2. Metalografía del a) centro y b) extremo de la muestra laminada sin tratamientos térmicos.....	66
Figura 4.3. Microestructura de la muestra tratada a 1040 °C durante 3 horas.	67
Figura 4.4. Microestructura de la muestra tratada a 1040 °C durante 4 horas.	67
Figura 4.5. Microestructura de la muestra tratada a 1150 °C durante 3 horas.	68
Figura 4.6. Microestructura de la muestra tratada a 1150 °C durante 4 horas.	68
Figura 4.7. Resultados del ensayo de microdureza Vickers.	69
Figura 4.8. FDO a $\varphi_2 = 0^\circ$ y 45° de la muestra laminada.	71
Figura 4.9. FDO a $\varphi_2 = 0^\circ$ y 45° de la muestra tratada a 1040 °C por 3 horas.	71
Figura 4.10. FDO a $\varphi_2 = 0^\circ$ y 45° de la muestra tratada a 1040 °C por 4 horas.	72
Figura 4.11. FDO a $\varphi_2 = 0^\circ$ y 45° de la muestra tratada a 1150 °C por 4 horas.	73
Figura 4.12. Evolución de la fibra- β a lo largo de los tratamientos térmicos.	73
Figura 4.13. a) Mapa de orientaciones de la muestra laminada. b) Mapa de borde de grano.	76
Figura 4.14. a) Mapa de orientaciones de la muestra tratada a 1040 °C durante 3 horas. b) Mapa de borde de grano.	78
Figura 4.15. a) Mapa de orientaciones de la muestra tratada a 1040 °C durante 3 horas. b) Mapa de borde de grano.	79
Figura 4.16. a) Mapa de orientaciones de la muestra tratada a 1040 °C durante 4 horas. b) Mapa de borde de grano.	81
Figura 4.17. a) Mapa de orientaciones de la muestra tratada a 1040 °C durante 4 horas. b) Mapa de borde de grano.	82

Figura 4.18. a),c) Mapa de orientaciones de la muestra tratada a 1150 °C durante 3 horas. b), d) Mapa de borde de grano.....	84
Figura 4.19. a),c) Mapa de orientaciones de la muestra tratada a 1150 °C durante 3 horas. b), d) Mapa de borde de grano.....	85
Figura 4.20. a),c) Mapa de orientaciones de la muestra tratada a 1150 °C durante 4 horas. b), d) Mapa de borde de grano.....	87
Figura 4.21. a) Mapa de orientaciones de la muestra tratada a 1150 °C durante 4 horas. b) Mapa de borde de grano.	88

APÉNDICE A

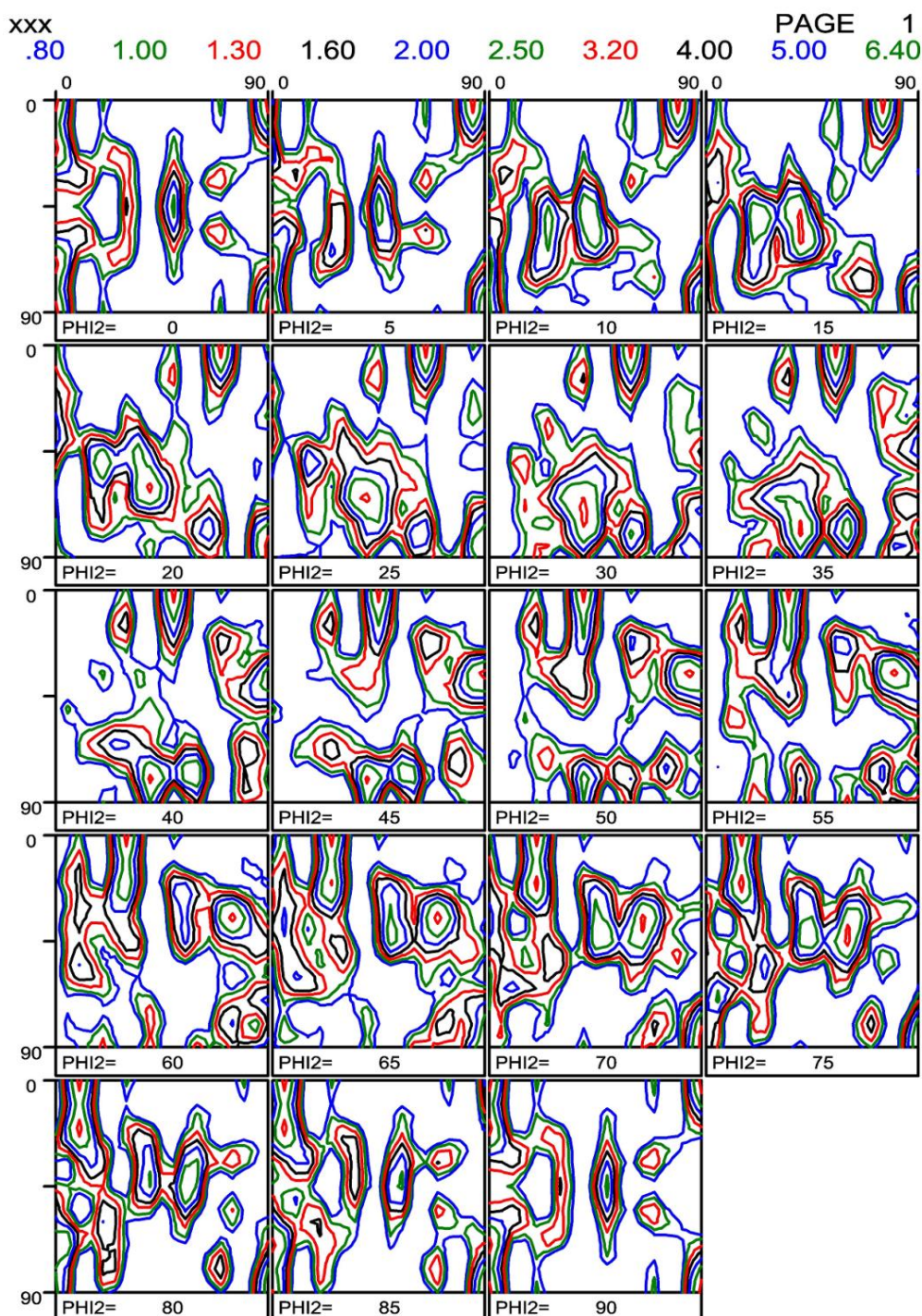


Figura A.1. Función de distribución de orientaciones de la muestra laminada.

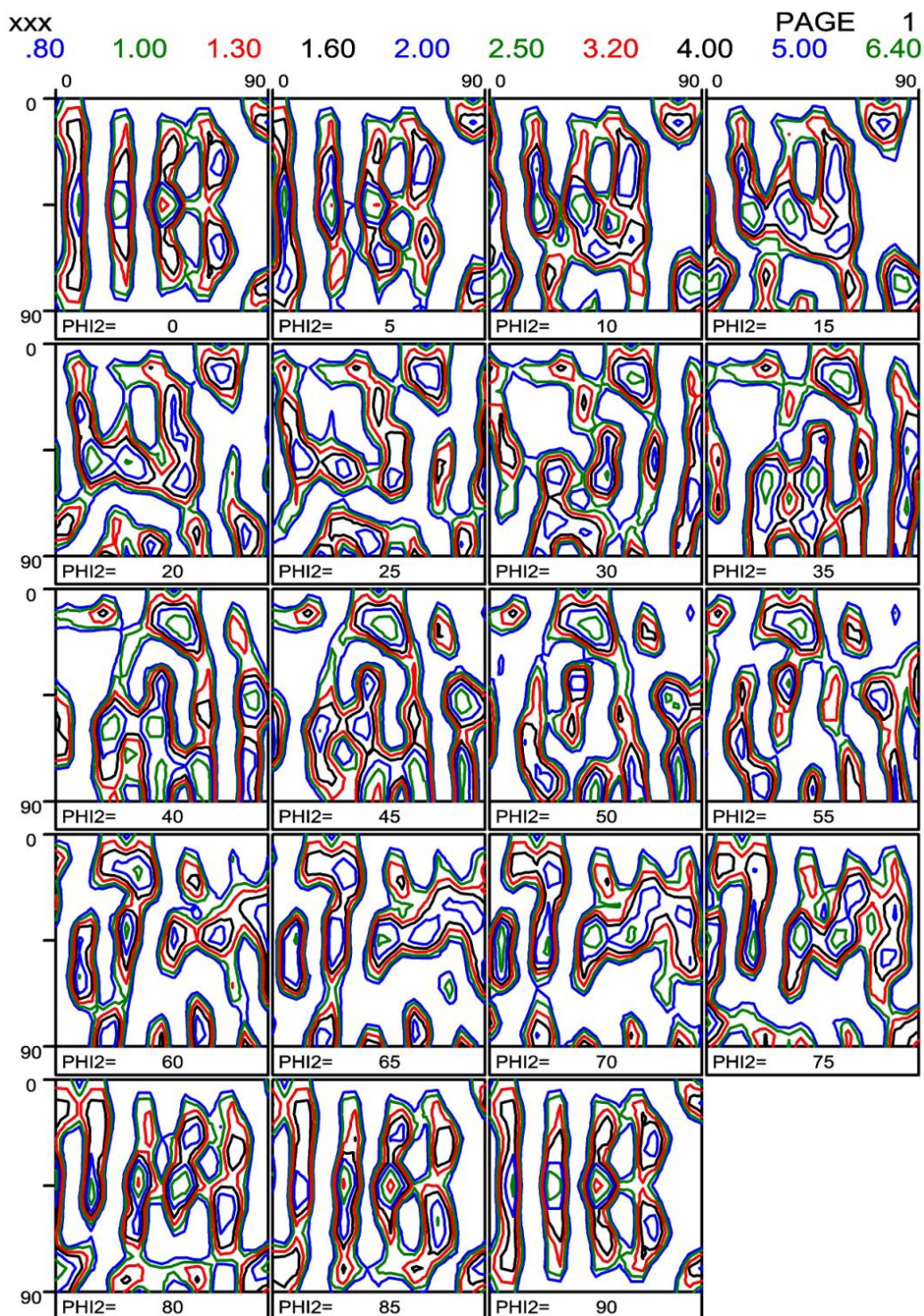


Figura A.2. Función de distribución de orientaciones de la muestra tratada a 1040 °C durante 3 horas.

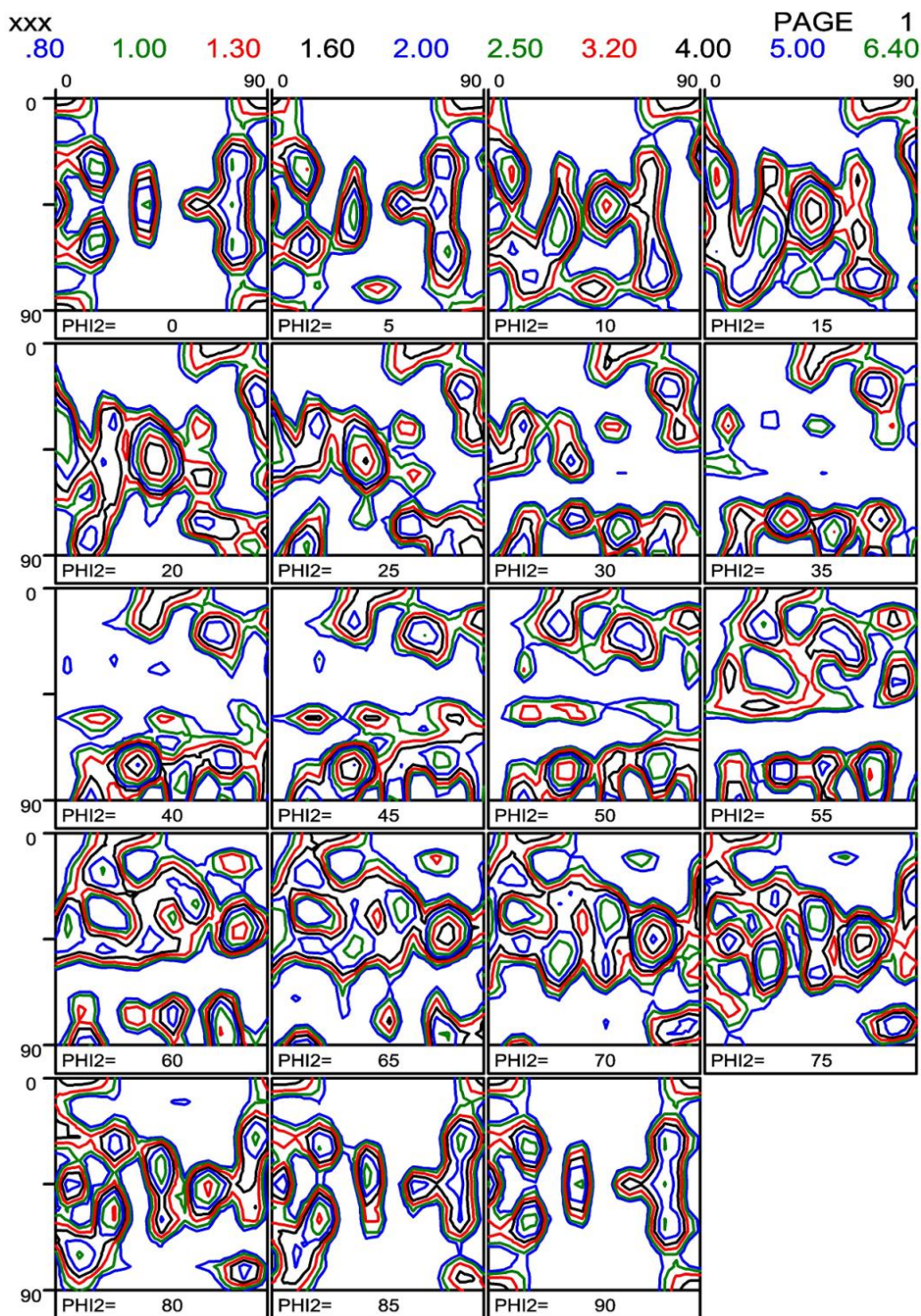


Figura A.3. Función de distribución de orientaciones de la muestra tratada a 1040 °C durante 4 horas.

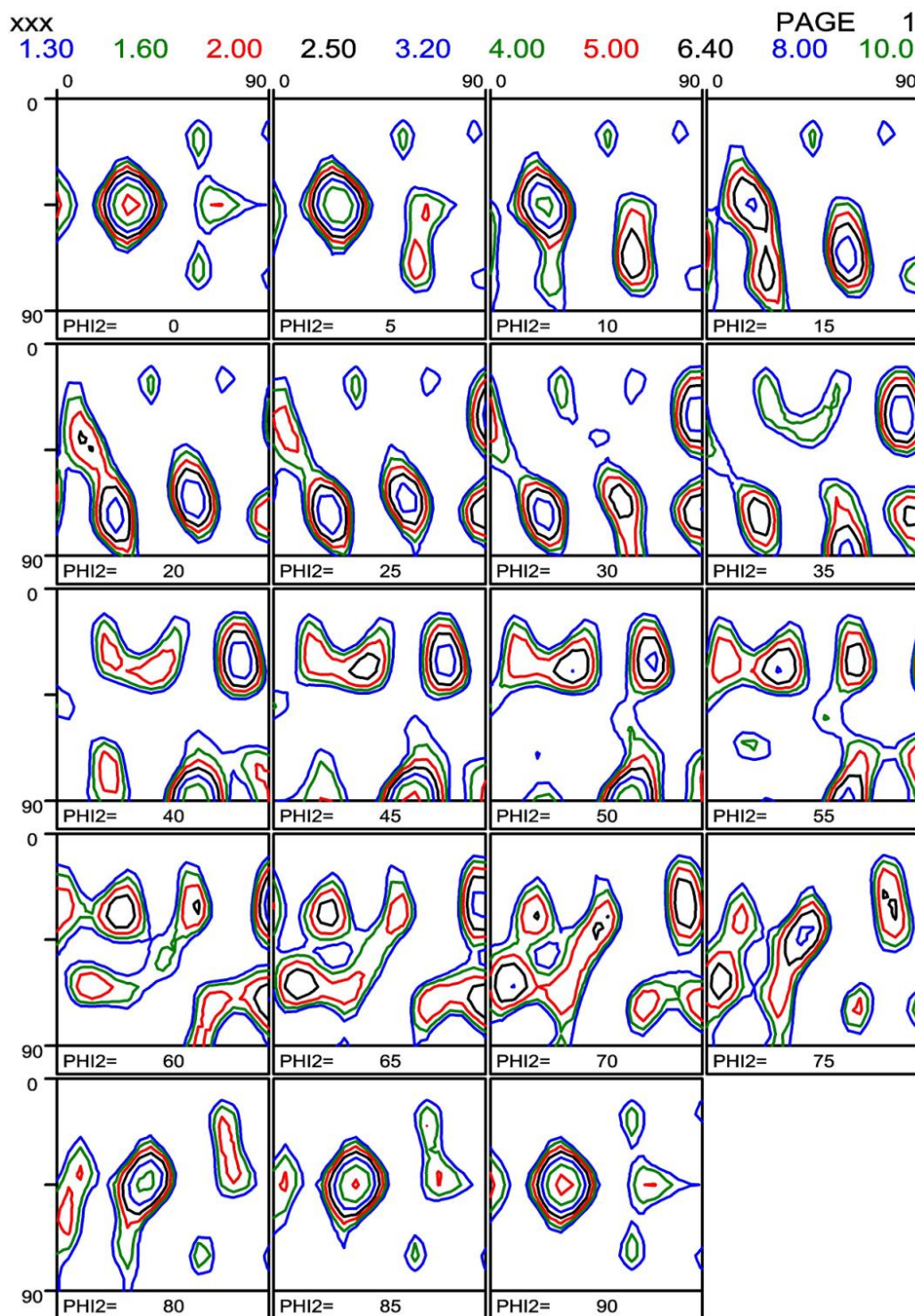
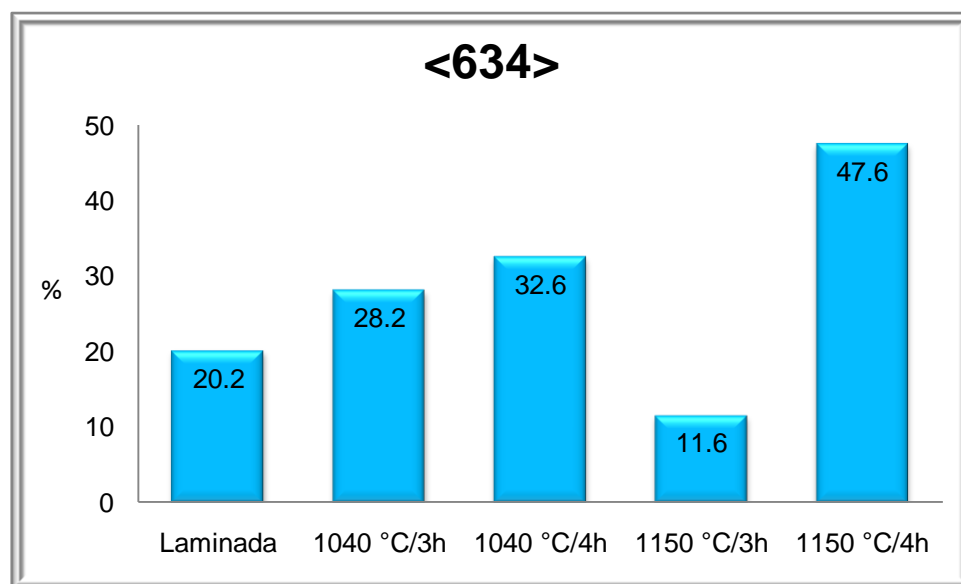
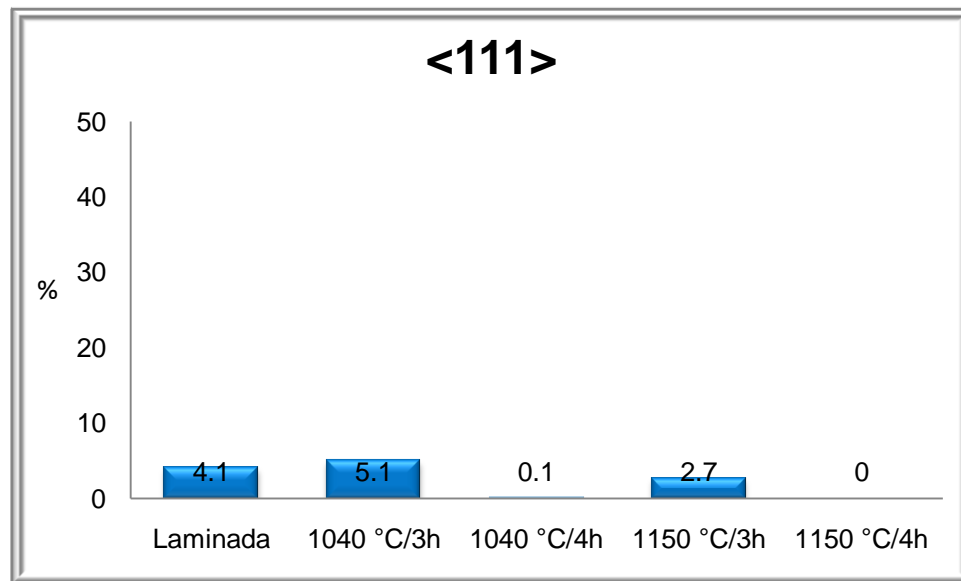
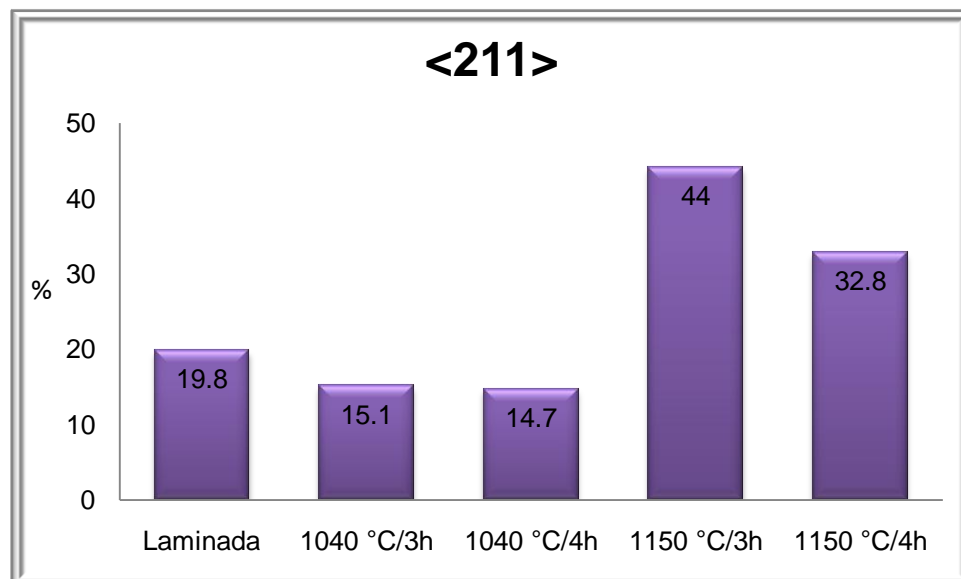
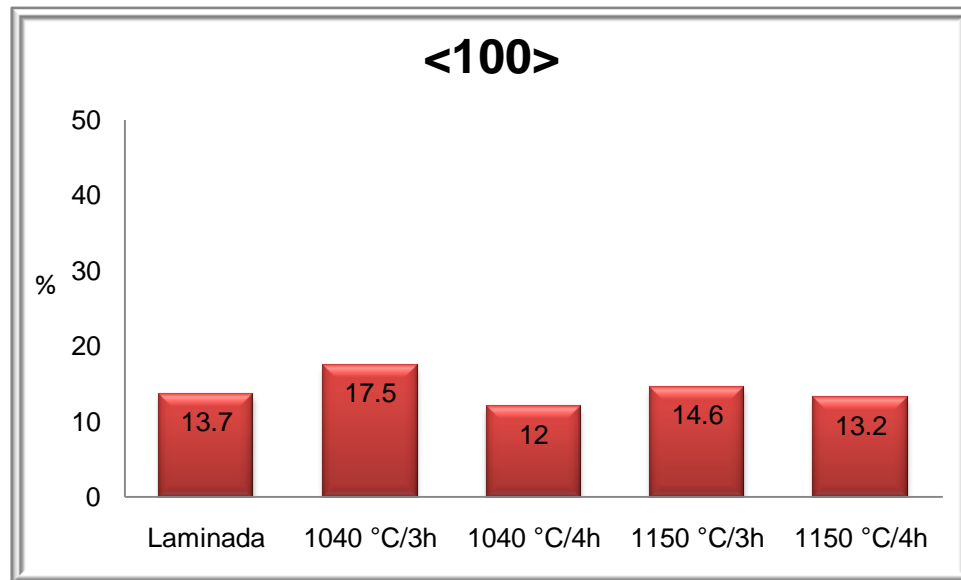


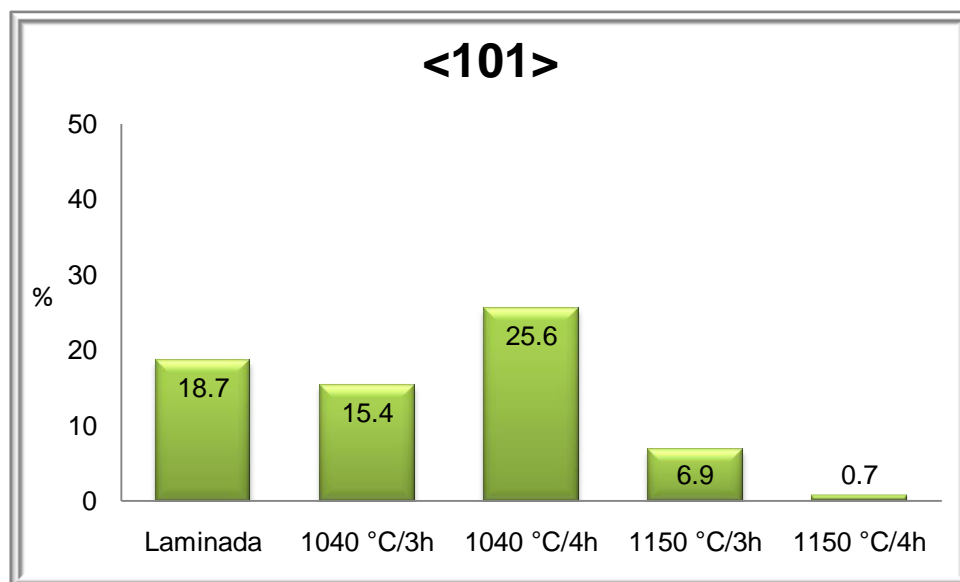
Figura A.4. Función de distribución de orientaciones de la muestra tratada a 1150 °C durante 4 horas.

APÉNDICE B

Porcentaje de las direcciones presentes en cada muestra. Análisis por EBSD.







APÉNDICE C

Resultados de los ensayos de microdureza Vickers.

Ensayo	Muestra				
	1150 / 4h	1150 / 3h	1040 / 4h	1040 / 3h	Laminada
1	159	155	149	239*	279*
2	159	152	153	244*	280*
3	136	151	136	244*	274*
4	153	154	166	245*	284*
5	156	147	154	249*	278*
6	150	146	146	249*	283*
7	149	145	149	247*	280*
8	143	154	136	242*	275*
9	142	148	144	245*	285*
10	142	154	147	252*	277*
11	155	154	154	220	242
12	154	149	145	219	240
13	152	157	139	217	237
14	157	153	152	221	242
15	144	160	148	216	245
16	143	152	138	210	240
17	150	153	155	220	248
18	152	157	145	220	247
19	145	159	143	224	246
20	154	144	143	220	241
Promedio	149.7	152.2	147.1	246*, 218	279*, 242
Desviación Estándar	6.5	4.5	7.4	3.8*, 3.7	3.7*, 3.6

* Valores obtenidos en las zonas con deformación localizada.